

Національний університет «Запорізька політехніка»

**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МЕТАЛУРГІЇ
ТА МАШИНОБУДУВАННІ**

**NEW MATERIALS AND TECHNOLOGIES
IN METALLURGY AND MECHANICAL
ENGINEERING**

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ЧОТИРИ РАЗИ НА РІК

№ 3'2024

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2024

p-ISSN 1607-6885
e-ISSN 2786-7358

УДК 669+621.002+621.002.3

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1471 від 26.11.2020 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 26 листопада 2020 року» журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» (скорочена назва – НМТ) включений до переліку наукових фахових видань України в категорії «Б», в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора наук і доктора філософії (кандидата наук).

Інтернет-сторінка журналу: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Наукове видання включено до міжнародних (INSPEC, CrossRef) і національних («Джерело», Національна бібліотека України імені В. І. Вернадського НАН України) реферативних та наукометричних баз даних.

Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

Журнал розповсюджується за Каталогом періодичних видань України (передплатний індекс – 23271).

Науковий журнал друкує оригінальні та оглядові статті науковців ВНЗ і установ України та інших країн відповідно до рубрик:

- теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;

- конструкційні та функціональні матеріали. Механічні властивості сталей, сплавів та композитів. Технологічне забезпечення надійності та довговічності деталей енергетичних установок. Методи механічного оброблення. Технології зміцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;

- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія.

Промтранспорт. Рациональне використання металів;

- механізація, автоматизація та роботизація. Вдосконалення методів дослідження та контролю якості металів. Моделювання процесів у металургії та машинобудуванні.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор: д-р техн. наук, професор Сергій Беліков (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор Вадим Ольшанецький (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук, професор Валерій Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Редакційно-видавнича рада: Сергій Беліков, Вадим Ольшанецький, Валерій Наумик, Антон Матюхін, Наталія Савчук, Катерина Бондарчук, Наталя Висоцька

Члени редколегії:

д-р фіз.-мат. наук, чл.-кор. НАН Казахстан

Г. Ш. Яр-Мухамедова (Казахський національний університет ім. Аль-Фарабі), Казахстан

д-р техн. наук Юрій Внуков (незалежний вчений), США

Dr. of Chemistry, Ph.D. Alec Groysman (Institute of Technology Faculty of Chemical Engineering Haifa), Ізраїль

Doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Словаччина

PhD Peter Arras, (KU Leuven, Sint-Katelijne-Waver), Бельгія

PhD, eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and Machine Design), Польща

Prof. Jogaq Kacani (Academy of Sciences of Albania), Албанія

д-р техн. наук Наталія Калініна (ДНУ), Україна

д-р техн. наук Сергій Гоменюк (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук Сергій Гребенюк (ЗНУ), Україна

д-р техн. наук Владислав Мазур (НТУУ «КПІ»), Україна

чл.-кор. НАН України Віктор Федірко (ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України)

д-р техн. наук Зоя Дурягіна (НУ «Львівська політехніка»), Україна

д-р техн. наук Діана Глушкова (ХНАДУ), Україна

д-р фіз.-мат. наук Володимир Данільченко (Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України)

д-р хім. наук Михайло Турчанін (ДДМА), Україна

д-р техн. наук Вадим Шаломєєв (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Михайло Бриков (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Валерій Міщенко (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Олексій Качан (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Українад-р фіз.-мат. наук Степан Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук Георгій Слинько (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук Володимир Пожувєв (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

Рукописи надісланих статей проходять додаткове незалежне рецензування з залученням провідних фахівців України та інших країн, за результатами якого редакційна колегія ухвалює рішення щодо можливості їх опублікування. Рукописи не повертаються.

Рекомендовано до видання Вченою радою Національного університету «Запорізька політехніка», протокол № 3 від 29 жовтня 2024 року.

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі Національного університету «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання: Наталія Савчук

Адреса редакції: 69063, Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, тел. (061) 769-82-96, редакційно-видавничий відділ
e-mail: rvv@zpp.edu.ua

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2024

By order of the Ministry of Education and Science of Ukraine No. 1471 of November 26, 2020 "On approval of decisions of the Attestation Board of the Ministry regarding the activities of specialized scientific councils of November 26, 2020", the journal "New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering" (abbreviated name - NMT) is included in the list of scientific professional publications of Ukraine in the category "B", in which the results of dissertations for the scientific degrees of Doctor of Science and Doctor of Philosophy (candidate of science) can be published.

Internet page of the journal: <http://nmt.zntu.edu.ua>

The scientific publication is included in international (INSPEC, CrossRef) and national (Dzherelo, National Library of Ukraine named after V. I. Vernadsky of the National Academy of Sciences of Ukraine) abstract and scientometric databases.

Published articles are assigned a unique DOI digital object identifier.

The journal is distributed according to the Catalog of Periodicals of Ukraine (subscription index - 23271).

The scientific journal publishes original articles by scientists from universities and organizations of Ukraine and other countries in accordance with the headings:

- theory of structure and structural changes in metals, alloys and composites. Influence of thermal, chemical-thermal and thermomechanical treatment on the nature of the structure and physical and mechanical properties of materials;
- structural and functional materials. Mechanical properties of steels, alloys and composites. Technological support of reliability and durability of parts of power plants. Methods of mechanical processing. Hardening technologies. Characteristics of surface layers and protective coatings of machine parts and products;
- metallurgical production. Thermal physics and heat power engineering. Resource-saving technologies. Powder metallurgy. Promtransport. Rational use of metals;
- mechanization, automation and robotization. Improvement of methods for research and quality control of metals. Modeling of processes in metallurgy and mechanical engineering.

EDITORIAL TEAM

Chief editor: Dr. Sc., Professor Sergiy Byelikov (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Deputy chiefs editor: Dr. Sc., Professor Vadim Ol'shanetskii (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc., Professor Valeriy Naumyk (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Editorial and Publishing Council: Sergiy Byelikov, Vadim Ol'shanetskii, Valeriy Naumyk, Anton Matiukhin, Nataliia Savchuk, Katerina Bondarchuk, Natalya Vysotska

Members of the editorial board:

Member NAS of Kazakhstan G. Sh. Yar-Mukhamedova (Al-Farabi Kazakh National University), Kazakhstan
Dr. tech. Sci. Yu. M. Vnukov (independent studies), USA
Dr. of Chemistry, Ph.D. Alec Groysman (Institute of Technology Faculty of Chemical Engineering Haifa), Israel
Doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Slovakia
PhD Peter Arras, (KU Leuven, Sint-Katelijne-Waver), Belgium
Ph.D., eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and Machine Design), Poland
Prof. Jogaq Kacani (Academy of Sciences of Albania), Albania
Dr. Sc. Nataliia Kalinina (DNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergey Gomenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergey Grebenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Vladislav Mazur (NTUU "KPI"), Ukraine
Corresponding Member NAS of Ukraine V. N. Fedirko (FMI named after G. V. Karpenko NAS of Ukraine)

Dr. Sc. Zoya Duryagina (NU "Lviv Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Diana Hlushkova (KhNADU), Ukraine
Dr. Sc. Volodymyr Danilchenko (Institute of Metal Physics named after G. V. Kurdyumov of the National Academy of Sciences of Ukraine)
Dr. Sc. Michael Turchanin (DSMA), Ukraine
Dr. Sc. Vadim Shalomeev (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc. Michael Brykov (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc. Valeriy Mishchenko (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc. Oleksiy Kachan (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc. Stepan Loskutov (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc. Georgiy Slynko (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine
Dr. Sc. Volodymyr Pozhnev (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Manuscripts of submitted articles undergo additional independent review with the involvement of leading experts from Ukraine and other countries, based on which the editorial board decides on the possibility of their publication. Manuscripts are not returned.

Recommended for publication by the Academic Council of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Protocol N 3, October 29, 2024.

The journal was typed and typeset in the editorial and publishing department of the National University Zaporizhzhia Polytechnic

Computer design and layout: Nataliia Savchuk

Editorial address: 69063, Zaporizhzhia, st. Zhukovsky, 64, tel. (061) 769-82-96, editorial and publishing department
e-mail: rvv@zp.edu.ua

ЗМІСТ

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Обносков К. В., Грешта В. Л., Глотка О. А., Кононов В. В., Фасоль Є. О. УДОСКОНАЛЕННЯ СТРУКТУРИ СПЛАВУ СИСТЕМИ Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C.....	6
Євсєєва Н. О., Міщенко В. Г., Беліков С. Б., Корнієнко В. В., Міщенко Д. В. ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ 03X17H3Г9МБДЮЧ.....	12

КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Підковинська У. В., Савченко В. О. ВПЛИВ РОЗМІРУ НАПОВНЮВАЧА НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІМЕРНОЇ МАТРИЦІ.....	18
---	----

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Балушок К. Б., Петрик І. А., Чигілейчик С. Л., Марченко Ю. А., Сахно С. С. ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ УМОВ ДЛЯ ГЕРМЕТИЧНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТОНКИХ ФОЛЬГ ПРИ ВИКОРИСТАННІ В КОНСТРУКЦІЯХ МЕМБРАННОГО ТИПУ.....	25
Айкін М. Д., Шаломєєв В. А. ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НОВОГО БІОДЕГРАДУЮЧОГО СПЛАВУ Mg-Zr-Nd З ПІДВИЩЕНИМИ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ.....	31

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Тумарченко Л. О., Вишнепольський Є. В. ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ З NYLON ОТРИМАНИХ МОДЕЛЮВАННЯМ МЕТОДОМ НАПЛАВЛЕННЯ.....	39
Попович О. Г., Шевченко В. Г. РАЦІОНАЛЬНІ ЗМІЩЕННЯ ТВІРНОГО КОНТУРУ КОЛІС ЦИЛІНДРИЧНОЇ ПРЯМОЗУБОЇ ПЕРЕДАЧІ ДЛЯ ЗМЕНШЕННЯ ЗНОШУВАННЯ ЗУБІВ.....	48
Дубровін В. І., Дейнега Л. Ю., Павленко К. Є., Тарасова Ю. В., Федорончак Т. В. ДІАГНОСТИКА ДЕФЕКТІВ ПІДШИПНИКІВ КОЧЕННЯ НА ОСНОВІ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛІЗУ.....	58
Матюхін А. Ю., Марчин Кнапінські, Бень А. М. ОСНОВНІ ЕТАПИ ПРОЕКТУВАННЯ РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЕФОРМАЦІЇ ЗЛИВКІВ НА ГІДРОПРЕСАХ.....	66

МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

Мохнач Р. Е., Татарчук Т. В. СПОСІБ ЗБІЛЬШЕННЯ РОЗДІЛЬНОЇ ЗДАТНОСТІ ОПТИЧНОГО МІКРОСКОПА.....	72
---	----

CONTENTS

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

Obnosov K., Greshita V., Hlotka O., Kononov V., Fasol E. IMPROVEMENT OF THE ALLOY STRUCTURE OF THE Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C SYSTEM.....	6
Yevsyeyeva N., Mishchenko V., Byelikov S., Kornienko V., Mishchenko D. FEATURES OF THE FORMATION OF THE PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF HIGH ALLOY STEEL 03X17H3Г9МБДЮЧ.....	12

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

Pidkovynska U., Savchenko V. INFLUENCE OF FILLER SIZE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE POLYMER MATRIX.....	18
---	----

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

Balushok K., Petrik I., Chigileychik S., Marchenko Y., Sakhno S. DETERMINATION OF OPTIMAL CONDITIONS FOR HERMETIC WELDING OF THIN FOILS WHEN USED IN MEMBRANE-TYPE STRUCTURES.....	25
Aikin M., Shalomeev V. OPTIMIZATION OF HEAT TREATMENT REGIME FOR A NEW BIODEGRADABLE Mg-Zr-Nd ALLOY WITH ENHANCED MECHANICAL PROPERTIES.....	31

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

Tumarchenko L., Vyshnepolskyi Y. QUALITY ASSURANCE OF PARTS MADE OF NYLON OBTAINED BY FUSED DEPOSITION MODELING.....	39
Popovych A., Shevchenko V. RATIONAL SHIFTS OF THE BASIC RACK'S PROFILE FOR WHEELS OF A CYLINDRICAL SPUR GEAR PAIR TO DECREASE TEETH WEAR.....	48
Dubrovin V., Deineha L., Pavlenko K., Tarasova Yu., Fedoronchak T. DIAGNOSIS OF ROLLING BEARING DEFECTS BASED ON WAVELET ANALYSIS.....	58
Matiukhin A., Marcin Knapiński, Ben A. MAIN STAGES OF DESIGNING RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES FOR INGOT DEFORMATION ON HYDRAULIC PRESSES.....	66

MECHANIZATION, AUTOMATION AND ROBOTICS

Mokhnach R., Tatarchuk T. METHOD FOR INCREASING THE RESOLVING POWER OF AN OPTICAL MICROSCOPE.....	72
---	----

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

УДК 669.245.018.044:620.193.53

- Обносков К. В. аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: obnosovkv@ukr.net
ORCID: 0009-0002-3955-9752
- Грешта В. Л. канд. техн. наук, професор, ректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: rector@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Глотка О. А. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: glotka-alexander@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Кононов В. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kononov1705@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Фасоль Є. О. ст. викладач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: selvluna@gmail.com, ORCID: 0000-0003-4846-9046

УДОСКОНАЛЕННЯ СТРУКТУРИ СПЛАВУ СИСТЕМИ Ni-Cr-Co-W-Mo-AL-Ti-C

Мета роботи. Полягає у встановленні специфіки впливу легувальних елементів на утворення карбідів у структурі, їх форму та можливість виділення ТЦП-фаз для системи типу Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C за допомогою розрахункового методу прогнозування CALPHAD у порівнянні з даними, одержаними методом растрової електронної мікроскопії.

Методи дослідження. Наведено результати експериментальних і розрахункових даних, сформованих на основі експериментальних і взятих з відкритих джерел результатів. Хімічний склад встановлювали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І, що оснащений енергодисперсійним аналізом. Експериментальні значення оброблялися методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» та встановленням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності.

Отримані результати. Встановлено, що при збільшенні концентрації титану більше 4 % та молібдену більше 6 % і 15 % хрому, можливе утворення ТЦП-фаз (Р, σ і μ -фаз) які знижують експлуатаційні властивості сплаву. Виявлено, що при наявності у сплаві понад 25 % хрому, утворюється твердий розчин на основі хрому, який зменшує властивості сплаву (механічні та корозійні). Показано, що отримані залежності відповідають дійсності і мають збіжність з експериментальними даними на рівні 10 %.

Наукова новизна. Отримані залежності впливу легувальних елементів на хімічний склад карбідів дозволять прогнозувати властивості без проведення експериментів. Встановлено, що зміни в ході залежностей тісно корелюють з процесами, що відбуваються в структурі сплавів.

Практична цінність. отримані залежності можуть бути використані як для розробки нових жароміцних сплавів, так і для вдосконалення складів промислових сплавів.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, карбіди, розподіл легувальних елементів, жароміцність, ТЦП-фази.

Вступ

Необхідний рівень фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сучасних жароміцних нікелевих сплавів забезпечується за рахунок досить складної системи легування [1–3]. Відомі досить дієві шляхи по-

кращення комплексу властивостей вже існуючих сплавів, такі як модифікація та інші технологічні методи покращення структури та якісних показників матеріалу готових виробів [4–6]. Однак можна впливати на властивості зміною хімічного складу структурних

складових без істотної зміни складу сплаву. Так, наприклад, показано, що зміни хімічного складу карбідів веде до зміни їх форми, розмірів та температури розчинення [7–10]. У свою чергу, це призводить до збільшення експлуатаційних властивостей експериментальних композицій.

Мета роботи

Встановлення специфіки впливу легуючих елементів на утворення карбідів у структурі, їх форму та можливість виділення ТЦП-фаз для системи типу Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C, за допомогою розрахункового методу прогнозування CALPHAD у порівнянні з даними, одержаними методом растрової електронної мікроскопії.

Матеріал і методика досліджень

Моделювання термодинамічних процесів утворення фаз здійснювали для системи Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C в якій покроково змінювали кожен елемент в межах, наведених у таблиці 1. У системі багатокомпонентного легування, діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимального та мінімальної кількості елемента, що вводиться в ЖНС. Зміни фазового складу у процесі кристалізації (охолодженні) у структурі сплавів здійснювалося методом термодинамічного моделювання за допомогою CALPHAD методу.

Таблиця 1 – Діапазон варіювання вмісту хімічних елементів у системі Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C

Вміст елемента, % за масою						
C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W
0,01-0,2	1,0-35,0	0,5-19,0	0,5-6,25	1,0-6,0	0,1-6,0	1,0-16,0

Моделювання процесів дозволяє провести розрахункове прогнозування та порівняльну оцінку впливу легуючих елементів на склад карбідів різних типів, на їх розподіл та фазовий склад у досліджуваних композиціях.

Моделювання процесу кристалізації сплаву здійснювалося від температури рідкого стану (1600 °C) до кімнатної температури (20 °C) з температурним кроком 10 °C у всьому діапазоні, що дозволило визначити температурну послідовність виділення фаз у процесі кристалізації.

Прогнозуючі розрахунки проводилися за вихідним хімічним складом сплаву з визначенням найбільш ймовірного виділення кількості та типу карбідів у структурі, а також їх хімічного складу після моделювання процесу кристалізації. Отримані залежності мають досить високі коефіцієнти детермінації $R^2 \geq 0,9$ і можуть використовуватись для прогнозуючих розрахунків.

Експериментально склад карбідів визначали на растровому електронному мікроскопі РЕМ-1061 з системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Даним методом вивчали морфологію і хімічний склад карбідів, що виділилися в структурі сплаву. Для перевірки теоретичних залежностей було

обрано промисловий сплав ЖСЗДК, який відноситься до досліджуваної системи.

Результати досліджень та їх обговорення

В системі Ni-Cr-W-Mo-Al-Ti-C залежно від вмісту легуючих елементів можливе утворення безлічі фаз, проте основними фазами для цієї системи залишаються такі: γ - твердий розчин; карбіди (типу TiC, $M_{23}C_6$); евтектика $\gamma+\gamma'$; інтерметалід типу γ' на основі (Ni₃Al). Встановлено, що первинні карбіди мають високу температуру розпаду (1350...1450 °C), що дає змогу зміцнювати сплави за підвищених температур експлуатації. Встановлено, що температура розчинення (виділення) карбідів MC від вмісту вуглецю практично не змінюється (1300±50 °C), так само і для карбідів типу $M_{23}C_6$ (1000±50 °C). Однак кількість карбідів у сплавах системи зростає (рис. 1).

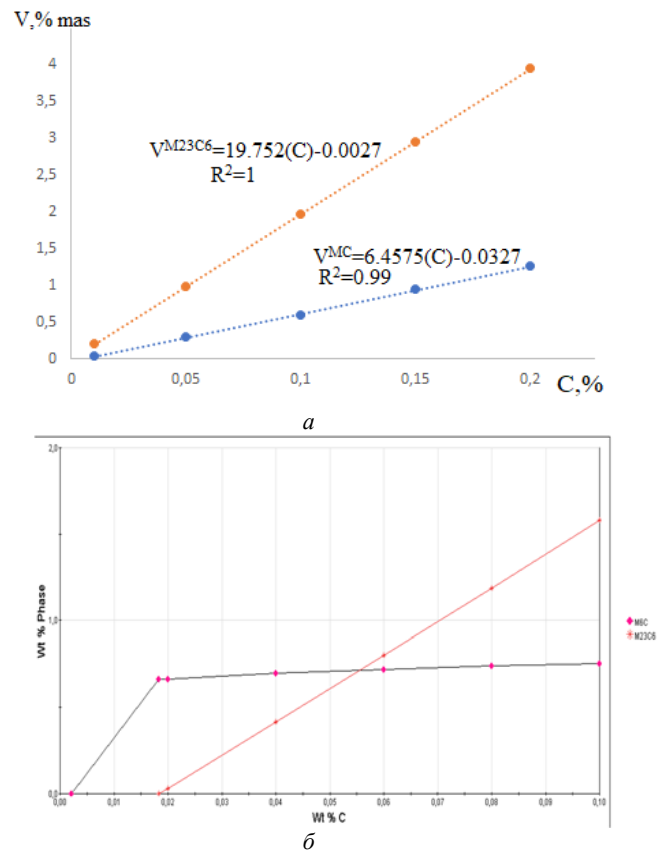


Рисунок 1.– Залежність кількості карбідів від вмісту вуглецю у складі сплаву

При введенні Ti в сплав, у вищезазначених межах, призводить до зміни складу карбідів MC (рис. 2) (збільшення вмісту титану та зниження кількості вольфраму та молібдену). Збільшення вмісту титану в сплав більше 4 % призводить до виділення P- фази, яка є фазою ТЦП і істотно знижує експлуатаційні властивості сплавів.

Молібден практично не впливає на зміну хімічного складу карбідів MC та $M_{23}C_6$. Введення більше 4 % Mo в сплав призводить до утворення карбиду M_6C , основою

якого є молібден, проте вже при 6 % Мо в сплаві з'являється ТЩП фаза (P- фаза, яка зароджується на цьому карбіді), що знижує експлуатаційні властивості.

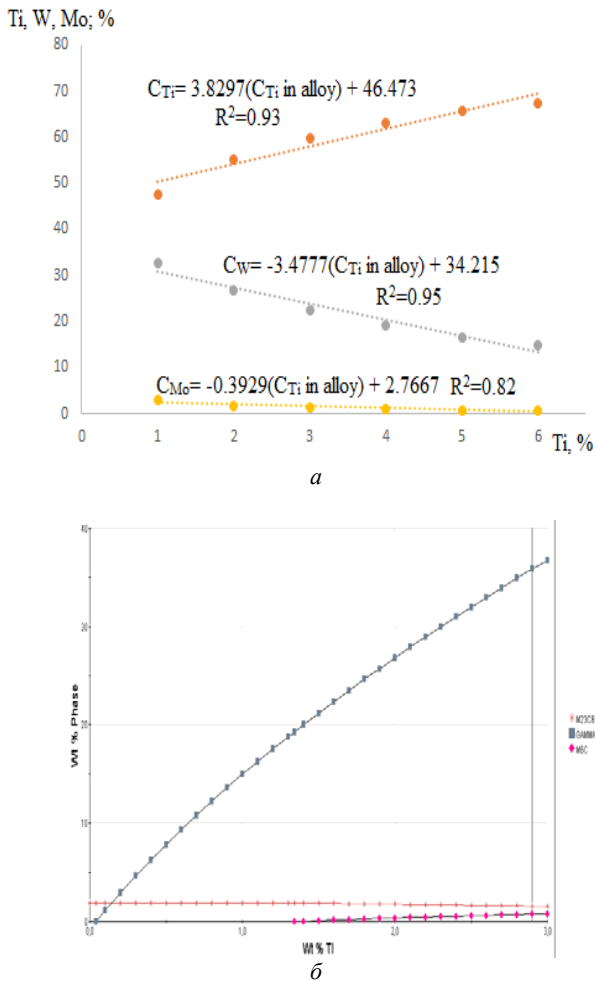


Рисунок 2. Залежність кількості титану, вольфраму і молібдену в MC карбідах від вмісту титану в сплаві

Вольфрам не впливає на температуру розчинення (виділення) карбідів MC і $M_{23}C_6$, вона знаходиться на рівні $1340 \pm 10^\circ C$ і $1050 \pm 10^\circ C$ відповідно. Збільшення концентрації вольфраму у сплаві призводить до зміни вмісту легуючих елементів у карбідах MC (рис. 3). При цьому концентрація титану в карбіді зменшується, а збільшується вольфраму. Проте вже за 5 %W у сплаві утворюється карбід M_6C (35 %W, 27 %Mo та інші елементи), який може бути центром освіти ТЩП-фаз. Вміст молібдену та хрому в карбіді MC знижується до мінімальних значень. Вольфрам мало впливає на хімічний склад карбідів $M_{23}C_6$.

Хром є елементом, що впливає на утворення карбідів $M_{23}C_6$, на його основі, він практично не впливає на температуру розчинення (виділення) карбідів ($1000 \pm 50^\circ C$). Встановлено, що з зміною концентрації хрому у цій системі спостерігаються такі залежності (рис. 4).

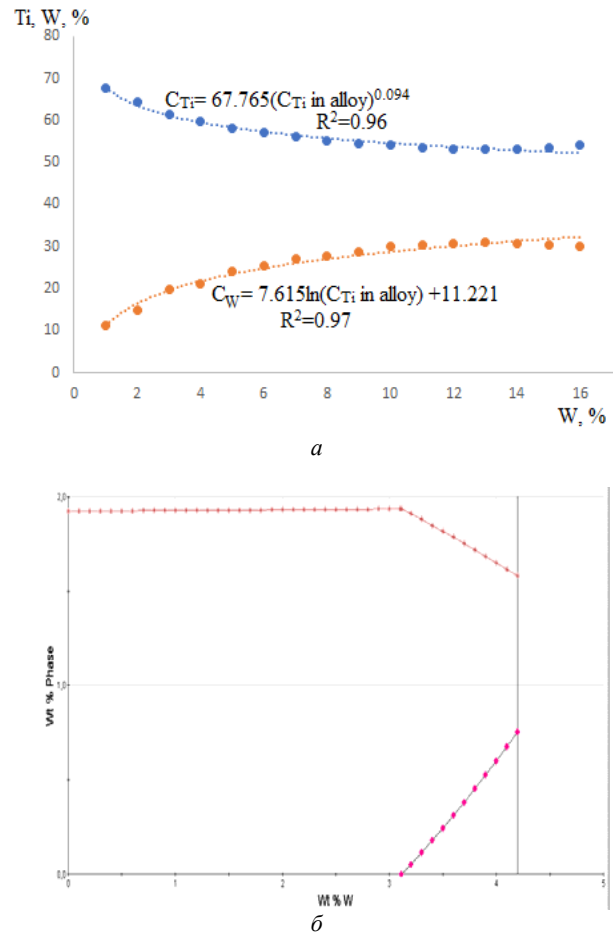


Рисунок 3. Залежність кількості титану і вольфраму в MC карбідах від вмісту вольфраму в сплаві

До 5 % концентрації хрому в сплаві спостерігається присутність карбідів типу MC і M_6C , проте при перевищенні концентрації 5 %Cr утворюється карбід $M_{23}C_6$. Введення хрому більше 10 % призводить до зникнення карбиду M_6C та утворення при 15 % Cr трьох ТЩП-фаз (P, σ та μ - фаз), що суттєво знизить експлуатаційні властивості сплаву. Припинення розчинення хрому в системі спостерігається при концентрації 25 % Cr, що призводить до утворення γ - твердого розчину на основі хрому та ще більшого зниження властивостей сплаву.

Результати розрахунку фазового та хімічного складу, згідно з отриманими залежностями, надалі порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою електронної мікроскопії в режимі мікрозондування на растровому електронному мікроскопі, REM-106I. Морфологія карбідів у структурі сплаву ЖСЗДК (що відноситься до досліджуваної системи) представлена на рис. 5. За межами зерен у вигляді окремих блоків і пластин розташовуються карбіди типу $M_{23}C_6$, карбіди типу MC в даному сплаві присутні в блоковому вигляді і розташовуються всередині зерен.

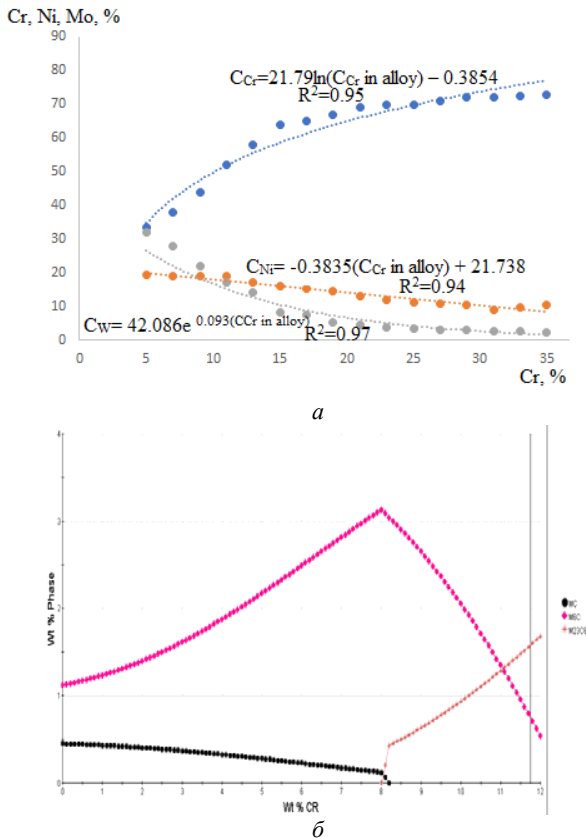


Рисунок 4. Залежності кількості хрому, нікелю та вольфраму в $M_{23}C_6$ карбідах від вмісту хрому в сплаві

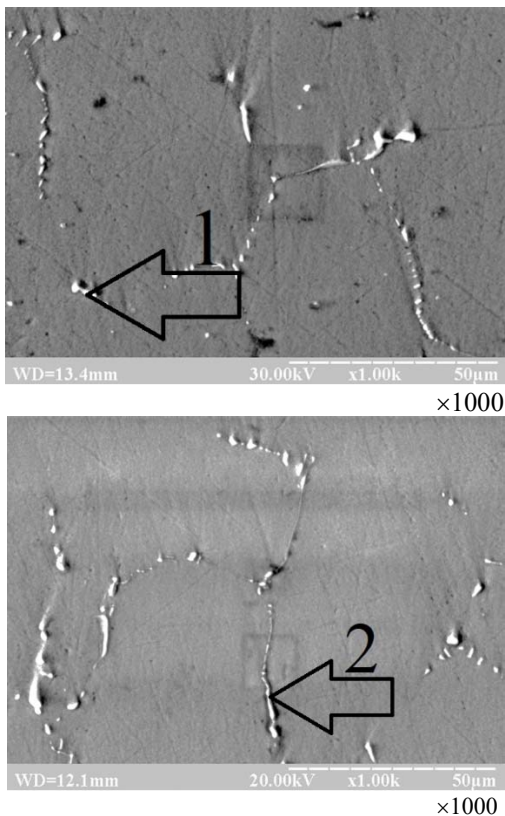


Рисунок 5. Морфологія карбідів у структурі сплаву ЖСЗДК та точки проведення хімічного аналізу

Хімічний склад карбідів визначали експериментально методом рентгеноспектрального мікроаналізу, за допомогою якого фіксували інтенсивність рентгенівського випромінювання залежно від енергії кЕв. Експериментально встановлено, що до складу карбідів входять титан, вольфрам, молібден, нікель та хром у наступних співвідношеннях порівняно з розрахунковими значеннями (табл. 2).

Таблиця 2 – Хімічний склад карбідів розраховані за отриманими залежностями та отримані експериментально методом рентгеноспектрального мікроаналізу при 20 °С

Метод отримання	Вміст елементу, % мас.						
	Ti	W	Mo	Cr	Ni	Co	C
Розрахунковий склад MC	57,85	24,53	1,48	0,73	–	–	16,18
Розрахунковий склад $M_{23}C_6$	–	1,2	17,18	58,36	14,43	5,2	6,1
Експериментальний склад MC (рис. 5, точка 1)	57,4	24,6	1,76	0,8	–	–	16,6
Експериментальний склад $M_{23}C_6$ (рис. 5, точка 2)	–	0,9	18,6	57,9	14,9	5,1	6,05

У таблиці 2 показано, що розрахункові та експериментальні дані добре узгоджуються між собою практично за всіма елементами. Спостерігається підвищений вміст вольфраму та молібдену в карбіді MC та хрому та нікелю в карбіді $M_{23}C_6$. Такі значення можуть бути викликані підвищеним вмістом цих елементів у сплаві, процесами ліквідації чи похибками приладу. Таким чином, розрахункові дані щодо визначення типу та хімічного складу карбідів, показали хорошу збіжність та узгодженість з експериментальними даними, отриманими методом електронної мікроскопії.

Висновки

- На основі комплексного підходу для системи Ni-Cr-W-Mo-Al-Ti-C отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати хімічний склад карбідів за хімічним складом сплаву. Показано, що отримані залежності змінюються від вмісту елемента і тісно корелюють з термодинамічних процесів, що відбуваються в системі, що супроводжують зміну стехіометрії карбідів або виділення нових фаз.
- Встановлено, що при збільшенні концентрації титану більше 4 %, молібдену більше 6 % і 15 % хрому, можливе утворення ТЩП-фаз (P , σ і μ - фаз) які знижують експлуатаційні властивості сплаву. Так само, при введенні понад 25 % хрому, у сплаві утворюється твердий розчин на основі хрому, який зменшує властивості сплаву (механічні та корозійні).
- Проведено порівняльну оцінку розрахункових результатів, отриманих за регресійними моделями та експериментальними даними, отриманими методом рентгенівської спектроскопії. Аналіз результатів дав хорошу збіжність і може бути запропонований для прогнозування структурних складових у промислових сплавах і розробки нових матеріалів.

Список літератури

1. Kvasnytska, Y. H. High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy / Y. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, O. I. Balytskyi // Material Sciences. – 2020. – N 56. – P. 432–440. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00447-5>
2. Min, P. G. Development of Corrosion and Heat-Resistant Nickel Alloys and their Production Technology with the Aim of Import Substitution / P. G. Min, V. V. Sidorov, V. E. Vadeev // Power Technol Eng. – 2020. – N 54. – P. 225–231. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10749-020-01195-x>
3. Hiroto Kitaguchi Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys / Hiroto Kitaguchi. – Open access peer-reviewed chapter, 2012 – 210 p. <https://doi.org/10.5772/52011>
4. Xie, J. Microstructure and mechanical properties of a new cast nickel-based superalloy K4750 joint produced by gas tungsten arc welding process / Xie, J., Ma, Y., Xing, W. // J Mater Sci. – 2019. – N 54, P. 3558–3571. <https://doi.org/10.1007/s10853-018-3081-y>
5. Glotka O. A. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / O. A. Glotka // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – N 102/1. – P. 5–15. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>
6. Glotka, A.A. Distribution of Alloying Elements in the Structure of Heat-Resistant Nickel Alloys in Secondary Carbides / A.A. Glotka, S.V. Gaiduk // J Appl Spectrosc. – 2020. – N 87. – P. 812–819. <https://doi.org/10.1007/s10812-020-01075-2>
7. Zhao, GD., Yang, GL., Liu, F. et al. Transformation Mechanism of ($\gamma + \gamma'$) and the Effect of Cooling Rate on the Final Solidification of U720Li Alloy. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.) 30, 887–894 (2017). <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0566-7>
8. A Fast-Acting Method for Simulating Precipitation During Heat Treatment of Superalloy 718 / Semiatin, S. L., Tiley, J. S., Zhang, F. et al. // Metall Mater Trans A 52, 483–499 (2021). <https://doi.org/10.1007/s11661-020-06092-6>
9. The Effects of Chemistry Variations in New Nickel-Based Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications / Sulzer, S., Hasselqvist, M., Murakami, H. et al. // Metall Mater Trans A 51, 4902–4921 (2020). <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05845-7>
10. Role of script MC carbides on the tensile behavior of laser-welded fusion zone in DZ125L/IN718 joints at 650 °/ Liang, T., Wang, L., Liu, Y. et al. // C. J Mater Sci 55, 13389–13397 (2020). <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04931-w>

Одержано 12.08.2024

IMPROVEMENT OF THE ALLOY STRUCTURE OF THE Ni-Cr-Co-W-Mo-AL-Ti-C SYSTEM

- Obnosov K. Postgraduate student of the Department of Physical Materials Science of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: obnosovkv@ukr.net, ORCID: 0009-0002-3955-9752
- Greshta V. Candidate of Technical Sciences, Professor, Rector of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: rector@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Hlotka O. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Physical Material Science, of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: glotka-alexander@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Kononov V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Engineering Technologies of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: kononov1705@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Fasol E. Senior teacher of the Department of Physical Materials Science of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: selvluna@gmail.com, ORCID: 0000-0003-4846-9046

Purpose. Establishing the specifics of the influence of alloying elements on the formation of carbides in the structure, their shape and the possibility of separating TLC phases for the system of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C type using the CALPHAD calculation method of prediction in comparison with data obtained by the method of raster electron microscopy.

Research methods. The results of experimental and calculated data, formed on the basis of experimental and results taken from open sources, are presented. The chemical composition was determined on a REM-106I scanning electron microscope equipped with an energy dispersive analysis. Experimental values were processed by the method of least

squares with obtaining correlation dependencies of the “parameter-property” type and establishing mathematical equations of regression models that optimally describe these dependencies.

Results. It was established that when the concentration of titanium is more than 4 % and molybdenum is more than 6 % and 15 % chromium, the formation of TSC phases (P , σ and μ -phases) is possible, which reduce the operational properties of the alloy. It was found that when the alloy contains more than 25 % chromium, a solid chromium-based solution is formed, which reduces the properties of the alloy (mechanical and corrosion). It is shown that the obtained dependences correspond to reality and coincide with experimental data at the level of 10 %.

Scientific novelty. Obtained dependences of the influence of alloying elements on the chemical composition of carbides will allow predicting properties without conducting experiments. It was established that changes in the course of dependences are closely correlated with the processes occurring in the structure of alloys.

Practical value. The obtained dependencies can be used both for the development of new heat-resistant alloys and for the improvement of the compositions of industrial alloys.

Key words: nickel-based superalloys, heat-resistant nickel alloys, carbides, distribution of alloying elements, heat resistance, TCP-phases.

References

1. Kvasnytska, Y. H., Ivaskevych, L. M., Balytskyi, O. I. (2020). High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy: *Mater Sci*, 56, 432–440. doi: 10.1007/s11003-020-00447-5
2. Min, P. G., Sidorov, V. V., Vadeev, V. E. (2020). Development of Corrosion and Heat-Resistant Nickel Alloys and their Production Technology with the Aim of Import Substitution: *Power Technol Eng*, 54, 225–231. doi: 10.1007/s10749-020-01195-x
3. Hiroto Kitaguchi (2012). Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys/ Hiroto Kitaguchi. Open access peer-reviewed chapter, 210. <https://doi.org/10.5772/52011>
4. Xie, J., Ma, Y., Xing, W. (2019). Microstructure and mechanical properties of a new cast nickel-based superalloy K4750 joint produced by gas tungsten arc welding process. *J Mater Sci*, 54, 3558–3571. <https://doi.org/10.1007/s10853-018-3081-y>
5. Glotka O. A. (2020). Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization: *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 102/1, 5–15. doi:10.5604/01.3001.0014.6324
6. Glotka, A.A., Gaiduk, S.V. (2020). Distribution of Alloying Elements in the Structure of Heat-Resistant Nickel Alloys in Secondary Carbides: *J Appl Spectrosc*, 87, 812–819. doi: 10.1007/s10812-020-01075-2
7. Zhao, GD., Yang, GL., Liu, F. et al. (2017). Transformation Mechanism of ($\gamma + \gamma'$) and the Effect of Cooling Rate on the Final Solidification of U720Li Alloy. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 30, 887–894 <https://doi.org/10.1007/s40195-017-0566-7>
8. Semiatin, S. L., Tiley, J. S., Zhang, F. et al. (2021). A Fast-Acting Method for Simulating Precipitation During Heat Treatment of Superalloy 718. *Metall Mater Trans A* 52, 483–499. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-06092-6>
9. Sulzer, S., Hasselqvist, M., Murakami, H. et al. (2020). The Effects of Chemistry Variations in New Nickel-Based Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications. *Metall Mater Trans A* 51, 4902–4921. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05845-7>
10. Liang, T., Wang, L., Liu, Y. et al. (2020). Role of script MC carbides on the tensile behavior of laser-welded fusion zone in DZ125L/IN718 joints at 650 °C. *J Mater Sci* 55, 13389–13397. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04931-w>

УДК 669.14.018.8:620.181

- Євсєєва Н. О. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри автомобілів, теплових двигунів та гібридних енергетичних установок Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: korskovanat@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3398-6537
- Міщенко В. Г. д-р техн. наук, професор, професор кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: mishchen4@gmail.com, ORCID: 0000-0003-0992-478X
- Беліков С. Б. д-р техн. наук, професор, професор кафедри транспортні технології Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: belikov@zr.ed.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Корнієнко В. В. аспірант Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vkornienko268@gmail.com, ORCID: 0009-0007-2193-3204
- Міщенко Д. В. аспірант Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: dvmis@ukr.net

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ 03X17H3Г9МБДЮЧ

Мета роботи. Оцінка впливу легувальних елементів корозійностійкої сталі 03X17H3Г9МБДЮЧ на фазовий склад та показники високотемпературної корозії.

Методи дослідження. З метою перевірки впливу хімічного складу на структуру сталі 03X17H3Г9МБДЮЧ виготовлені лабораторні сталі. Виготовлення цих сталей проводили в індукційній печі з основною футеровкою ємністю 50 кг. Отримані виливки кували на заготовки розміром 40×80×100 мм, з наступною гарячою прокаткою на зразки товщиною 25, 20 та 15 мм. Визначення границь плинності сталей проводили після витримки при температурі 850 °С на протязі 10000 годин. Корозійну стійкість дослідних зразків визначали гравіметричним методом після повного занурення зразків у розплавленій магнії.

Отримані результати. Обґрунтовано вибір основних легувальних елементів та визначено їхній вплив на стійкість у агресивному середовищі відновлювального процесу виробництва губчастого титану. Виконано термодинамічний розрахунок енергії Гіббса в інтервалі робочих температур. Розглянуто та обрано необхідне співвідношення фаз сталі 03X17H3Г9МБДЮЧ на основі діаграм Шефлера де-Лонга та Потака-Сагалєвіча.

Наукова новизна. Встановлено вплив зміни хімічного складу сталі 03X17H3Г9МБДЮЧ в межах технічних умов на фазові складові, границю повзучості та стійкість у агресивному середовищі відновлювального процесу виробництва губчастого титану

Практична цінність. Показано, що легувальний комплекс корозійностійкої сталі здатний суттєво підвищити фізико-механічні та технологічні властивості, розширити функціональне застосування.

Ключові слова: корозійностійка сталь, легувальні елементи, губчастий титан, аустеніт, мартенсит, ферит, повзучість, стійкість.

Вступ

Важливим аспектом при створенні сучасних економнолегованих нікелем сталей має бути багатоконпонентне легування, яке дозволяє створення нових двофазних ($\alpha+\gamma$) та багатофазних ($\alpha+\gamma+\varepsilon'$) сталей, що позитивно впливає на їхні властивості та надає їм переваги при використанні в умовах високих температур та агресивного середовища в порівнянні з відомими аналогами. AISI 321, 05X18H10T, 10X23H18 (ГОСТ 5632-82).

На сьогодні у зв'язку з широким використанням безнікелевих та малонікелевих сталей актуальною є розробка сталі із метастабільною аустенітною структурою на основі системи Fe-Cr-Ni-Mn.

Аналіз досліджень та публікацій

Сучасний розвиток металургійної промисловості в Україні та за кордоном висуває все більш високі вимоги до розробки нових сплавів з високими показниками корозійних, механічних властивостей при економному складі легувальних елементів, особливо коштовного нікелю.

Корозійностійкі сталі та сплави є найважливішим конструкційним матеріалом широкого використання. Залежно від ступеня легування корозійностійкі сталі поділяються на хромисті, хромонікелеві, хромомарганцево-нікелеві та хромомарганцеві [1–2].

Основою розробки нових сталей є вдосконалення раніше розроблених складів, легуваних марганцем,

хромом, міддю, нікелем і РЗМ та додатково молібденом, ніобієм і барієм.

Сплави системи Fe-Cr-Mn відносяться до корозійностійких, які не рідко здатні конкурувати з хромонікелевими сталями. Зниження вмісту дефіцитного нікелю у складі сталі робить перспективним застосування цих сплавів з економічної погляду, з урахуванням світових цін на нікель і марганець (~18749 і 1650 доларів за тону). Україна за запасами і ресурсами марганцевих руд займає 1 місце у Європі і 2 у світі (після Південно-Африканської Республіки). Головні запаси (близько 2,28 млрд тон) зосереджені у Нікопольському басейні (33 %) та Велико-Токмацькому родовищі (67 %). Марганець широко використовують для виробництва сталей, тому є необхідність застосування його як корисної добавки.

Увага зарубіжних досліджень спрямована на розробку аустенітних корозійностійких сталей зі зниженим вмістом нікелю та безнікелевих з підвищеним вмістом марганцю, а також добавками азоту і міді. Фірмою «Shinnittetsu Sumikin Stainless» (Хікарі, Японія) розроблено склад корозійностійкої сталі з зниженим вмістом нікелю NSSC 180 (19% Cr, 0,3% Ni, 0,4% Cu-Nb), але цей склад забезпечує корозійну стійкість тільки у звичайній атмосфері [3–4].

Аустенітна хромонікелева сталь є одним з основних конструкційних матеріалів у хімічній та інших галузях промисловості, де потрібна корозійна тривкість та жароміцність. Найбільший недолік сталей цього класу - це схильність до хлоридного розтріскування, тобто руйнування в гарячих хлоридних розчинах. При виборі матеріалу для роботи в умовах агресивного середовища технологічного процесу відновлення титану та створення нових сталей з обмеженим вмістом нікелю потрібно враховувати негативний вплив на структуру, оскільки тільки марганець і азот, крім нікелю, вуглецю та міді, мають спроможність для розширення сфери існування аустеніту у економічних високохромистих сталях.

Мета роботи

Метою даної роботи є дослідження системи легування сталі в рамках технічних умов для підвищення її механічних властивостей і корозійної стійкості. в умовах відновлювального процесу отримання губчастого титану.

Для досягнення мети вирішено ряд завдань:

- обрано границі легування сталі для реактору в умовах агресивного середовища технологічного процесу відновлення губчастого титану;

- встановлено необхідне співвідношення структурних складників сталей залежно від хімічного складу та режиму термічного оброблення.

Матеріал і методика досліджень

Для дослідження впливу легувальних елементів корозійностійкої сталі 03X17H3Г9МБДЮч на $\sigma_{10^{-4}}^{850}$ - повзучості та показники високотемпературної корозії проведені натурні випробування.

З метою перевірки впливу хімічного складу сталі 03X17H3Г9МБДЮч на фазовий склад виготовлено вісім лабораторних сталей, які проводили в індукційній печі з основною футеровкою ємністю 50 кг. Отримані виливки кували на заготовки розміром 40 × 80 × 100 мм, з яких гарячим прокатуванням отримували зразки товщиною 25, 20 і 15 мм (табл. 1).

Для визначення границі плинності проводили порівняння тривкості сталей при температурі 850 °С протягом 10000 годин. Корозійну стійкість дослідних зразків визначали гравіметричним методом після повного занурення зразків у розплавлений магній протягом 10000 годин при температурі 850 °С.

Результати досліджень

Визначено позитивний вплив легувальних елементів корозійностійкої сталі 03X17H3Г9МБДЮч на $\sigma = 850$ показники високотемпературної корозії та повзучості. На основі результатів досліджень фізико-хімічної взаємодії компонентів сталі з агресивним середовищем процесу відновлення титану вибрані обмеження концентрації легувальних елементів: нікель, хром, марганець, молібден [5].

Передумовою досліджень структурних діаграм, політермічних перетинів і ізотермічних розрізів досліджуваних сталей та впливу легувальних елементів на властивості корозійностійкої сталі є особливість технологічного процесу отримання якісного титану і, водночас, зменшення забруднення губчастого титану компонентами матеріалу реактора [6].

З врахуванням умов перебігу технологічних процесів магнійтермічного виробництва титану, обрано складу відомих та дослідних марок сталей для порівняльного аналізу їхньої корозійної стійкості та жароміцності.

Враховуючи високу жароміцність аустенітних сталей, підібрано співвідношення аустенітоутворювальних і феритоутворювальних елементів, яке забезпечує аустенітну структуру в інтервалі температур експлуатації. Для релаксації термічних напружень, що виникають при циклічній зміні температур, передбачено наявність феритної складової – 5...10 % при ≤ 400 °С.

Розробку нового матеріалу для реторт проводили з урахуванням взаємодії кожного з компонентів сталі та добавок з середовищем відновлювального процесу отримання титану губчастого. Тетрахлорид титану $TiCl_4$ – вельми активний і взаємодіє з усіма металами, в результаті чого відновлюється до нижчих хлоридів, що обумовлює виділення значної кількості теплоти. Попередніми дослідженнями проведено термодинамічний розрахунок вільної енергії окисних реакцій основних легувальних елементів та добавок з тетрахлоридом титану $TiCl_4$, які можуть відбувались в реторті [7].

Комплексним дослідженням взаємодії тетрахлориду титану з компонентами сталі внаслідок зміні температури процесу встановлено основні термодинамічно стійкі легувальні елементи. Обґрунтовано застосування таких елементів як молібден, кобальт,

ніобій, а також марганець (з огляду до того ж наявність сировинної бази України).

Оскільки марганець відноситься до елементів не схильних до пасивації, то корозійна стійкість в окиснювальних середовищах для сталей забезпечувалась переважно вмістом хрому і, відповідно, додатковим легуванням елементами, здатними підвищити корозійну стійкість.

Співвідношення фазових складових дослідної сталі 03X17H3Г9МБДЮч обрано на основі діаграм Шефлера де-Лонга та Потака-Сагалевича. Вміст аустенітоутворювальних, феритоутворювальних та мартенситоутворювальних легувальних елементів, які містить сталь, розраховували за рівняннями [8–10]:

$$\begin{aligned} \text{Cr}_{\text{екв. фер.}} = & \text{Cr} - 1,5\text{Ni} + 1,5\text{Si} - 0,75\text{Mn} - \\ & - \text{K}_{\text{ф}} (\text{C} + \text{N}) + \text{Mo} + 4\text{Al} + 4\text{Ti} + 1,5\text{V} + 0,5\text{W} + \\ & + 0,9\text{Nb} - 0,6\text{Co} - 0,5\text{Cu}, \end{aligned} \quad (1)$$

де $\Sigma \text{Cr}_{\text{екв. фер.}}$ – хромовий еквівалент феритоутворення, який враховує сумарний вплив всіх легувальних елементів на утворення δ -ферита;

$$\begin{aligned} \text{Cr}_{\text{екв. март.}} = & 20 - [\text{Cr} + 1,5\text{Ni} + 0,7\text{Si} + 0,75\text{Mn} + \\ & + \text{K}_{\text{м}} (\text{C} + \text{N}) + 0,6\text{Mo} + 1,5\text{V} + 1,1\text{W} + 0,2\text{Co} + \\ & + 0,2\text{Cu} + 1,9\text{Ti} - 0,1 \text{Al}], \end{aligned} \quad (2)$$

де $\text{Cr}_{\text{екв. март.}}$ – хромовий еквівалент мартенситоутворення, який враховує вплив всіх легувальних елементів на температуру мартенситного перетворення.

Вміст елементів, у мас. %: Cr, Ni, C, N, Mn, Mo, Si, Nb, Al, Cu, Ti, V, W, Co.

Хімічний склад сталі 03X17H3Г9МБДЮч захищений патентом (Патент 100650 Україна. МПК С 22 С 38/02. Жароміцна корозійностійка сталь) забезпечує високий рівень механічних та службових властивостей (табл. 1) [11].

Додаткове введення молібдену, ніобію, марганцю до 9 % та барію при певному співвідношенні забезпечує високий опір сталі міжкристалітної корозії при температурах ≥ 850 °С. Найбільший ефект від вмісту молібдену одержують в інтервалі 0,2...0,6 мас.%, нижня границя вмісту молібдену зумовлена показником міцності сталі, а верхня – небажаним натіканням в губчастий титан розробленої сталі.

Введення алюмінію 0,02...0,15 мас.%, сприяє регулюванню дисперсності неметалевих включень у сталі. Вміст кремнію до 0,8 мас.%, сприяє підвищенню ступеню розкиснення, а перевищення суттєво знижує пластичність.

Добавки барію з розрахунку 0,001 мас.%, що відповідає межі його розчинності в твердому розчині сталі. Вміст групи рідкісноземельних металів РЗМ підтримували в діапазоні (0,001...0,01 мас.%), забезпечуючи зменшення дифузійної рухливості вуглецю та азоту на межах зерен, що перешкоджало утворенню карбідів і нітридів.

Розріз потрійної діаграми Fe-Cr-Ni [8–10] при різних температурах підтвердив результати експерименту, тобто починаючи з температури 1100 °С сталь

03X17H3Г9МБДЮч при еквівалентах $\text{Cr}_{\text{екв. фер.}} = 7,3$ і $\text{Cr}_{\text{екв. март.}} = -11,17$ знаходиться в області однорідного твердого розчину. При зниженні температури < 800 °С структура сталі перетворюється на область змішаних твердих розчинів $\alpha + \gamma$.

Аналіз ізотермічних перерізів (рис. 2) структурної діаграми Потака-Сагалевича показав наступний склад структурних складових (рис. 2) сталі 03X17H3Г9МБДЮч ~27 % аустеніту метастабільного, ~ 65 % аустеніту структурновільного та ~ 8 % фериту (рис. 3).

Хімічний склад та результати випробувань наведено у (табл. 1).

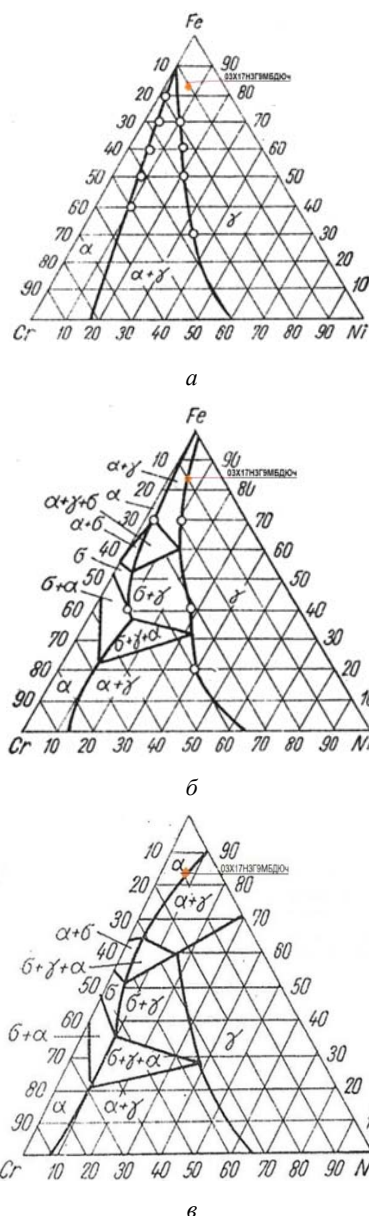


Рисунок 1. Ізотермічний переріз потрійної діаграми Fe-Cr-Ni [9]:

a – 1100 °С; б – 800 °С; в – 400 °С

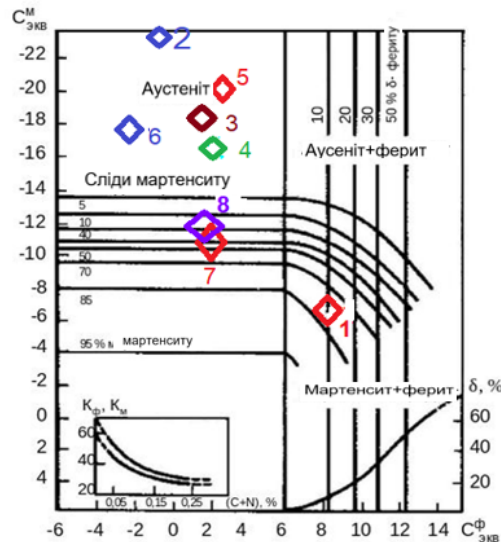


Рисунок 2. Структурна діаграма корозійностійких сталей [10]

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сплавів сталі 03X17H3Г9МБДЮч [11]

№ зразків	Вміст легувальних елементів, мас. %											
	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Al	Cu	Ba	PЗМ
1	0,02	0,01	0,38	4,82	15,7	1,92	0,19	0,14	0,02	0,12	0,001	0,002
2	0,11	0,10	0,82	10,7	19,1	3,86	0,58	0,37	0,16	0,47	0,001	0,014
3	0,09	0,02	0,71	9,0	18,5	3,65	0,25	0,31	0,03	0,25	0,001	0,008
4	0,03	0,07	0,75	9,4	17,9	3,48	0,57	0,25	0,06	0,31	0,001	0,004
5	0,12	0,04	0,81	10,5	19,0	2,05	0,21	0,10	0,12	0,15	0,001	0,01
6	0,10	0,03	0,56	10,35	18,7	2,15	0,19	0,11	0,15	0,21	0,001	0,005
7	0,05	0,03	0,32	8,9	16,0	2,0	0,20	0,40	0,03	0,45	0,001	0,001
8	0,02	0,12	0,8	5,0	17,0	3,8	0,60	0,21	0,04	0,10	0,001	0,003
03X17H3Г 9МБДч Патент України № 100650	0,029	-	0,89	9,09	16,6	2,3	0,262	0,325	0,14	0,413	-	0,01

Результати дослідження швидкості корозії та границь повзучості досліджених сталей показують, що співвідношення легувальних елементів забезпечує раціональний структурний стан з достатньо високими показниками повзучості та корозійної стійкості сталі в діапазоні температур (100...850 °C) (табл. 2).

Таблиця 2 – Результати дослідження швидкості корозії та границь повзучості зразків сталей

№ зразків	Швидкість корозії, г/см ² ·год	Границя $\sigma_{10^{-4}}^{850}$ -повзучості, МПа
1	1,2613	12,1
2	1,1805	61
3	1,1524	49
4	1,0931	58
5	1,2134	34
6	1,2485	31
7	1,2415	15
8	1,2510	9,5

Висновки

Розроблений хімічний склад сталі 03X17H3Г9МБДч створює необхідний фазовий стан в діапазоні робочих температур технологічного процесу і, відповідно, забезпечує максимальні службові властивості та ресурс експлуатації.

Список літератури

1. Stainless steel grades [Електронний ресурс] // Outokumpu products. – Режим доступу: <https://www.outokumpu.com/products>
2. AvestaWelding [Электронний ресурс] // Avesta welding products. – Режим доступу: <http://www.kskct.cz/images/materialy/en/avesta.pdf>
3. Мищенко В. Г. Развитие разрушения аппаратов восстановления и примеси в губчатом титане [Текст] / В. Г. Мищенко, С. В. Твердохлеб, О. С. Омельченко // Вісник двигунобудування. – 2004. – № 3. – С. 135–137.
4. Fuwa A. Producing titanium by reducing $TiCl_2$ – $MgCl_2$ mixed salt with magnesium in the molten state [Текст] / Akio Fuwa, Satoru Takaya // JOM Journal of

the Minerals, Metals and Materials Society. – 2005. – Vol. 57. – № 10. – P. 56–60. doi.org/10.1007/s11837-005-0153-7

5. Мищенко В. Г. Анализ физико-химического взаимодействия компонентов стали со средой восстановительного процесса получения титана [Текст] / В. Г. Мищенко, Н. А. Евсеева // Вісник двигунобудування. – 2009. – № 2. – С. 120–122.

6. Примесные элементы в поверхностных слоях блока губчатого титана [Текст] / [И. Ф. Червоний, А. Н. Масленников, Л. В. Сорокина, В. И. Иващенко] // Тi-2008 в СНГ : сб. трудов междунар. конф., 18–21 мая 2008 г., – К. : НАН Украины, Ин-т металлофизики, 2008. – С. 183–186.

7. Червонный И. Ф. О разрушении материала реторты в процессе восстановления четыреххлористого

титана / И. Ф. Червонный, В. И. Иващенко, Д. А. Листопад // Титан. – 2007. – № 1. – С. 9–14.

8. De Long W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal / W. T. De Long // Welding Journal. – 1974. – № 53. – P. 273–286.

9. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник [Текст] / Под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1997. – 1024 с.

10. Потак Я. М. Структурная диаграмма деформируемых нержавеющей сталей [Текст] / Я. М. Потак, Е. А. Сагалевиц // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1974. – № 9. – С. 12–16.

11. Пат. 100650 Україна. МПК С 22 С 38/02. Жароміцна корозійностійка сталь / В. Г. Міщенко, Н. О. Євсєєва, О. П. Лютий [и др.] – № 100650 ; заявл. 17.02.12 ; опубл. 10.01.13, Бюл. № 1. – 4 с.

Одержано 27.09.2024

FEATURES OF THE FORMATION OF THE PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF HIGH ALLOY STEEL 03X17H3Г9МБДЮЧ

- Yevsyeyeva N. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the department of cars, heat engines and hybrid power plants, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: korskovanat@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3398-6537
- Mishchenko V. Dr. Sc., Professor, professor of the department of integrated technologies of welding and structural modeling, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: mishchen4@gmail.com, ORCID: 0000-0003-0992-478X
- Byelikov S. Dr. Sc., Professor, professor of the transport technologies department, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: belikov@zp.ed.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Kornienko V. Postgraduate student, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vkornienko268@gmail.com, ORCID: 0009-0007-2193-3204
- Mishchenko D. Postgraduate student student, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: dvmis@ukr.net

Purpose. Evaluation of the influence of alloying elements of corrosion-resistant steel 03X17H3Г9МБДЮЧ on the phase composition and indicators of high-temperature corrosion.

Research methods. In order to check the effect of the chemical composition on the structure of steel 03X17H3Г9МБДЮЧ, laboratory steels were made. The production of these steels was carried out in an induction furnace with a main lining with a capacity of 50 kg. The resulting castings were forged into blanks 40 × 80 × 100 mm in size, with subsequent hot rolling into samples 25, 20, and 15 mm thick. Determination of the yield strength of steels was carried out after exposure at a temperature of 850 °C for 10,000 hours. The corrosion resistance of the test samples was determined by the gravimetric method after the samples were completely immersed in molten magnesium.

Results. The choice of the main alloying elements was justified and their influence on durability in the aggressive environment of the recovery process of spongy titanium production was determined. A thermodynamic calculation of the changed Gibbs energy in the operating temperature range was performed. The required phase ratio of 03X17H3Г9МБДЮЧ steel was considered and selected based on Scheffler de Long and Potak-Sahalevich diagrams.

Scientific novelty. The effect of changing the chemical composition of steel 03X17H3Г9МБДЮЧ within technical conditions on the creep limit and durability in the aggressive environment of the recovery process of the production of spongy titanium was determined.

Practical value. It is shown that the alloying complex of corrosion-resistant steel is capable of significantly improving the physical, mechanical and technological properties, and expanding the functional application (purpose).

Key words: corrosion-resistant steel, alloying elements, spongy titanium, austenite, martensite, ferrite, creep, durability.

References

1. Stainless steel grades. – Available at: <https://www.outokumpu.com/products>
2. AvestaWelding. – Available at: <http://www.kskct.cz/images/materialy/en/avesta.pdf>
3. Myshchenko, V. H., Tverdokhle, S. V., Omelchenko O. S. (2004). Razvytye razrusheniya apparatov vosstanovleniya y prymesy v hubchatom tytane [Development of apparatus destruction, recovery and impurities in titanium sponge]. *Visnyk dvyhunobuduvannya*, 3, 135–137 [in Russian].
4. Akio Fuwa, Satoru Takaya (2005). Producing titanium by reducing $TiCl_2 - MgCl_2$ mixed salt with magnesium in the molten state. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 57, 10, 56–60.
5. Myshchenko, V.H., Yevsieieva, N.A. (2009). Analiz fizyko-khymycheskoho vzaymodeistviya komponentov staly so sredoi vosstanovytelnogo protsessa polucheniya tytana [Analysis of the physicochemical interaction of steel components with the environment of the reduction process of titanium production]. *Visnyk dvyhunobuduvannya*, 2, 120–122 [in Russian].
6. Chervonyi, Y.F., Maslennykov, A.N., Sorokyna, L.V., Yvashchenko, V.Y. (2008). Prymesnye elementy v poverkhnostnykh sloiakh bloka hubchatoho tytana [Impurity elements in the surface layers of a block of sponge titanium]. *Ti-2008 v SNH : sb. trudov mezhdunar. konf.*, 18–21 maia 2008 h., Kyiv, National Academy of Sciences of Ukraine, Institute of Metal Physics, 183–186 [in Russian].
7. Chervonyi, Y.F., Yvashchenko, V.Y., Lystopad, D.A. (2007). O razrusheniy materyala retorty v protsesse [On the destruction of the retort material during the reduction of titanium tetrachloride]. *Tytan*, 1, 9–14.
8. De Long W. T. (1974) Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*, 53, 273–286.
9. Dyahrammy sostoiannya dvoynykh metalycheskykh system : Spravochnyk [Phase diagrams of binary metallic systems: Handbook] (1997). Ed. N.P. Liakysheva. Moscow, Mashynostroenye, 1024 [in Russian].
10. Potak, Ya. M., Sahalevych, E.A. (1974). Strukturnaia dyahramma deformyruemykh nerzhavieushchykh staley [Structural diagram of wrought stainless steels]. *Metallovedenye y termycheskaia obrabotka metallov*, 9, 12–16 [in Russian].
11. Patent 100650 Ukraine. MPK S 22 S 38/02. Zharomitsna koroziiinostiika stal [Zharomitsynaya corrosion-resistant steel] / V.H. Mishchenko, N.O. Yevsieieva, O.P. Liutyi [et al.] – № 100650 ; zaiavl. 17.02.12 ; opubl. 10.01.13, 1, 4 [in Ukrainian].

КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

УДК 678.01:539.2

Підковинська У. В. аспірантка кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: uliana.pidkovynska@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2953-1863

Савченко В. О. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: savchen2017@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4305-0097

ВПЛИВ РОЗМІРУ НАПОВНЮВАЧА НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ПОЛІМЕРНОЇ МАТРИЦІ

Мета роботи. Вивчення впливу розміру часток оксиду алюмінію (Al_2O_3) на механічні характеристики полімерного композиту з додаванням рубленого скловолокна. Вивчення взаємодії між частками оксиду алюмінію та рубленого скловолокна.

Методи дослідження. Було проведено дослідження зразків на розтяг за ДСТУ EN ISO 527-5:2018. Випробування проводили на розривній машині «MTS Criterion Model 43» з максимальним зусиллям 50 кН. Металографічний аналіз проводили на мікроскопі KEYENCE VHX при збільшеннях 50 та 500. Мікроструктуру полімерної матриці визначали на шліфах без травлення. Растровий електронний аналіз проводили на мікроскопі JEOL JSM-5510LV.

Отримані результати. Показано дослідження впливу введення різних розмірів фракції оксиду алюмінію на полімерну матрицю. Було виявлено, що зі збільшенням фракції міцність полімерної композиції зменшується. Також було проведено дослідження взаємодії рубленого скловолокна та різних фракцій оксиду алюмінію на механічні характеристики та морфологію з'єднання з полімерною композицією.

Наукова новизна. Взаємодія рубленого волокна з фракціями оксиду алюмінію може впливати на механічні властивості композиту, такі як міцність, жорсткість, та еластичність. Ця взаємодія може підвищити або зменшити механічну стійкість матеріалу залежно від характеру контакту та співвідношення компонентів. Вивчення морфології з'єднання між рубленим волокном і фракціями оксиду алюмінію може допомогти зрозуміти, як вони взаємодіють між собою у композитній структурі. Це включає аналіз адгезії між компонентами, структури підключень та можливих дефектів, що можуть виникнути під час процесу виготовлення. Дослідження цієї взаємодії відкриває можливості для розробки нових композитних матеріалів з покращеними властивостями та різноманітними застосуваннями в промисловості, будівництві, авіації, автомобільній промисловості та інших галузях.

Практична цінність. Практичне значення полягає також у вдосконаленні технологій виробництва та впровадженні нових матеріалів у промисловість. Можливість керувати механічними властивостями композитів шляхом зміни розміру фракції оксиду алюмінію може сприяти створенню більш ефективних матеріалів для виробництва автомобілів, літаків, будівельних конструкцій тощо.

Крім того, розуміння взаємодії рубленого скловолокна та фракцій оксиду алюмінію може відкрити нові можливості для розробки композитів з унікальними механічними характеристиками, що відповідають вимогам сучасних технологій та промислових виробництв.

Ключові слова: скловолокно, матриця, наповнювач, модифікування, оксид алюмінію, епоксидна сполука.

Вступ

Змішування полімерів є ефективним та перспективним методом створення матеріалів з покращеними фізико-хімічними та експлуатаційними характеристиками, що перевершує навіть синтез нових мономерів та полімерів. Особливість полімерних композитів полягає в тому, що їх властивості значною мірою визначаються фазовою структурою, яка

насамперед залежить від ступеня термодинамічної сумісності (від абсолютно сумісних однорідних систем до частково сумісних та повністю несумісних) [1, 2].

Вплив розміру частинок оксиду алюмінію на властивості полімерів є актуальною темою досліджень області полімерних композитів. Оксид алюмінію, як один з найбільш поширених наповнювачів у полімерних матеріалах, має унікальні фізико-хімічні

властивості, які можуть значно впливати на характеристики кінцевого композитного матеріалу. Розмір частинок оксиду алюмінію істотно впливає на безліч ключових параметрів, таких як механічна міцність, теплопровідність, електрична ізоляція і термічна стабільність полімерних композитів.

Аналіз досліджень та публікацій

Безліч досліджень присвячено вивченню впливу розміру частинок та розподілу розмірів частинок на механічні властивості полімерних композитів з наповнювачами. В дослідженні [3] продемонстрували, що середній розмір частинок, а не їх розподіл, впливає на механічні властивості полімеру стирол-бутадієн-стирол, заповненого склом. Реологічні властивості чистих полімерів також залежить від розміру частинок наповнювача.

Полімери, які заповнені дрібними частинками (менше 0,5 мм) зазвичай мають граничну напругу зсуву, що є проявом сильної взаємодії частинок і має безпосереднє відношення до розміру частинок. Для полімерних систем, заповнених більшими частинками, відповідь на зсувну деформацію визначається гідродинамічною взаємодією, а не взаємодією частинок між собою, і ці системи з не взаємодіючими частинками не виявляють граничної напруги зсуву. Площа поверхні до обсягу наповнювача збільшується із зменшенням середнього діаметра частинок, що призводить до сильної тенденції до агломерації та агрегації [4–6].

Механічні властивості частково-полімерних композитів сильно залежать від розміру частинок, адгезії інтерфейсу частинка-матриця та завантаження частинок. Розмір часток має очевидний вплив на ці механічні властивості. Найдрібніші частинки карбонату кальцію забезпечують більш високу міцність наповнених композитів поліпропілену при заданому завантаженні частинок [7].

В дослідженні [8] підкреслили зацікавленість до заміни мікророзмірного кремнезему його нанорозмірним аналогом, оскільки нано частинки кремнезему мають більш високі механічні властивості. Було виявлено, що ці нано частинки надають полімерам більш високу жорсткість і підвищену механічну міцність на розрив.

Менший розмір часток забезпечує більш високу міцність при розриві для карбонату кальцію, заповненого поліетиленом високої густини [9]. Аналогічно, епоксидна смола, що містить тригідрат алюмінію з меншими частинками, має більш високу міцність при розриві [10].

У роботі [11] досліджувався вплив летючої золи з трьома різними розмірами частинок та концентраціями наповнювача. Сферичний форми наповнювач значно покращив жорсткість завдяки кращій поверхні для взаємодії. Композити з меншим розміром часток летючої золи показали значне покращення загальних (механічних та електричних) властивостей композитів.

Мета роботи

Метою даної є проведення комплексного аналізу впливу розміру частинок наповнювача на властивості полімерних композитів. В рамках дослідження вивчався взаємозв'язок між розміром частинок наповнювача та механічними характеристиками полімерів. Особливу увагу буде приділено оцінці ефекту розміру частинок на міцність та пружність полімерного композиту. Результати дослідження дозволять більш глибоко зрозуміти механізми посилення та модифікації полімерних матеріалів з використанням різних розмірів частинок наповнювача, що має важливе значення для розробки нових функціональних матеріалів з покращеними властивостями.

Для досягнення поставленої мети необхідно:

- провести аналіз впливу вибраних розмірів наповнювача на характеристики полімерної матриці;
- провести дослідження поверхні зразків, щоб візуалізувати та оцінити морфологію поверхні композитів, а також виявити розподіл та взаємодію частинок наповнювача з полімерною матрицею;

Ця робота має за мету дослідити вплив розмірів наповнювача на епоксидну смолу та сприяти оптимізації властивостей полімерних матриць з метою покращення їхнього застосування в реальних умовах.

Матеріал і методика досліджень

У цьому експерименті для створення матриці було використано епоксидну смолу «Royal Resin». З метою покращення механічних властивостей полімерної матриці, що ґрунтується на епоксидному зв'язку, було вибрано дрібнодисперсний порошок оксиду алюмінію (Al_2O_3) різного розміру та рублене скловолокно.

Оксид алюмінію, зазвичай, існує в кристалічній поліморфній формі $\alpha-Al_2O_3$, в якій він найчастіше зустрічається у природі у вигляді мінералу корунду. На зовнішній вигляд чистий оксид алюмінію є білою твердою речовиною без запаху. Молярна маса оксиду алюмінію 101,96 г/моль, густина 3,95–4,1 г/см³, температура плавлення 2072 °С. Оксид алюмінію не розчиняється у воді. У своїй найбільш поширеній кристалічній формі, а саме корунду або оксиду α -алюмінію, його твердість робить його придатним для використання в якості компонента в ріжучих інструментах. Оксид алюмінію захищає металевий алюміній від дії атмосферного повітря. Металевий алюміній дуже легко взаємодіє з киснем повітря, при цьому утворюється тонкий захисний шару оксиду алюмінію (товщиною 4 нм) на будь-якій відкритій поверхні алюмінію. Оксид алюмінію є амфотерною речовиною, тобто він може вступати в реакцію з кислотами та основами. Будучи досить хімічно інертним, оксид алюмінію є поширеним наповнювачем для пластмас [12].

Дослідження виконували відповідно до стандарту ДСТУ EN ISO 527-5:2018 «Пластмаси», який включає випробування зразків полімерних композитних

матеріалів на розтягування з постійною швидкістю до розриву. Міцність на розрив визначали при кімнатній температурі. Для оцінки впливу модифікації на структуру та властивості полімерної матриці виготовляли не менше п'яти дослідних зразків для кожного номера зразка. Зразки були без накладок та маркувалися з обох боків номером партії та порядковим номером в партії на тій частині, за яку здійснювалося захоплення. Це забезпечувало ідентифікацію зразків під час випробувань. Кожна партія матеріалу для випробувань включала по п'ять зразків для кожного режиму дослідження властивостей. Перед проведенням випробувань проводили вимірювання розмірів робочої частини зразків. У протокол випробувань заносили значення площі поперечного перерізу зразка [13].

На першому етапі різного розміру дрібнодисперсні часточки оксиду алюмінію вводились безпосередньо в епоксидну смолу, після чого компоненти перемішувалися протягом 10 хвилин і лише після цього вводився отверджувач з наступним перемішуванням компонентів протягом ще 5 хвилин та витримання отриманої речовини на вібраційному столі протягом 10 хвилин. На другому етапі були підготовлені зразки з введеними дрібнодисперсними часточками алюмінію вводились безпосередньо в епоксидну смолу, після чого компоненти перемішувалися протягом 10 хвилин, після було додавання рубленого скловолокна та перемішування протягом 10 хв і лише після цього вводився отверджувач з наступним перемішуванням компонентів протягом ще 5 хвилин та витримання отриманої речовини на вібраційному столі протягом 10 хвилин.

Потім полімерний матеріал знаходився у формі при температурі 21 °C до завершення процесу склування [14]. В результаті підготовки зразків отримали два види зразків. Перші ті які вмістили в собі тільки оксид алюмінію різної фракції та другий тип зразків ті які вмістили в собі оксид алюмінію різного розміру та рублене скловолокно.

Для проведення дослідження зразків на морфологічні зміни та вплив розміру на матрицю було проведено досліди на мікроскопі KEYENCE VHX та растровому електронному мікроскопі.

Результати досліджень

Дослідження міцності зразків з оксидом алюмінію різною фракції 10 мкм, 100...250 мкм, 250...500 мкм та >600 мкм показало, що зі збільшенням фракції міцність полімерної композиції зменшується (рис. 1).

Такий результат пов'язаний з тим, що зі збільшенням розміру частинок оксиду алюмінію в полімерній композиції зменшується площа поверхні взаємодії, збільшується нерівномірність розподілу наповнювача, виникає агломерація частинок і зменшується ефективна дисперсія, що в кінцевому результаті призводить до зниження міцності матеріалу.

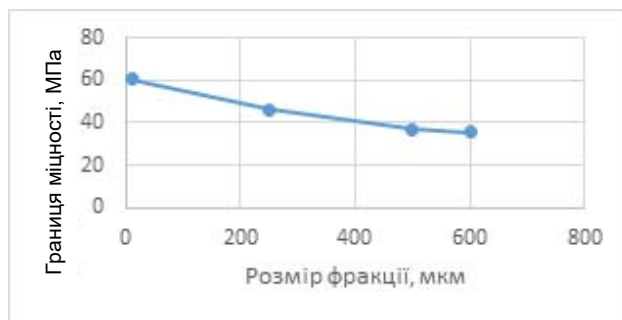


Рисунок 1. Графік залежності межі міцності від розміру фракції оксиду алюмінію

Графік дослідження міцності зразків другого типу, що вмістили в собі оксид алюмінію різної фракції та рублене скловолокно, наведений нижче (рис. 2).

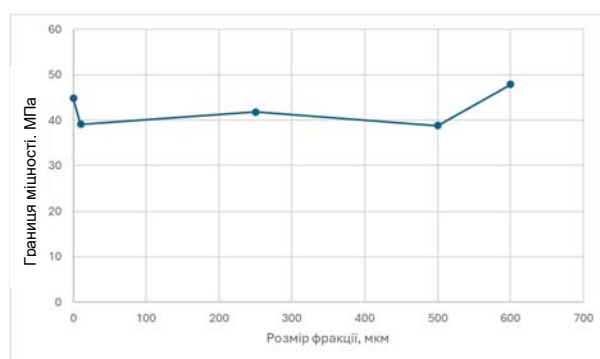


Рисунок 2. Графік залежності межі міцності від розміру фракції оксиду алюмінію в полімерній композиції з рубленим скловолокном

За результатами дослідження не спостерігається різкого зниження межі міцності як після випробувань зразків тільки з додаванням оксиду алюмінію. Такий результат може бути пояснений тим, що рублене скловолокно додає армуючий ефект, підвищуючи механічні властивості композиції.

Але в дослідженні спостерігається зменшення загального показника межі міцності в порівнянні з зразками які містили тільки оксид алюмінію, великі частинки рубленого скловолокна можуть створювати механічне блокування, що може збільшувати міцність у певних випадках, але часто призводить до нерівномірного розподілу наповнювача і виникнення слабких місць.

Підвищення міцності при розмірі частинок більше 600 мкм може бути обумовлене іншими факторами, такими як механічне блокування частинок або краще розподілення наповнювача в матриці, що зменшує концентрацію напруги. Рублене скловолокно, в свою чергу, може забезпечувати додаткову стабілізацію і зменшувати ризик утворення дефектів, що підвищує загальну міцність.

Дослідження мікроструктури полімерної матриці, з додаванням різної фракції оксидом алюмінію, свідчить про тенденцію до зменшення в'язкості матеріалу із збільшенням розміру фракції Al_2O_3 (рис. 3).

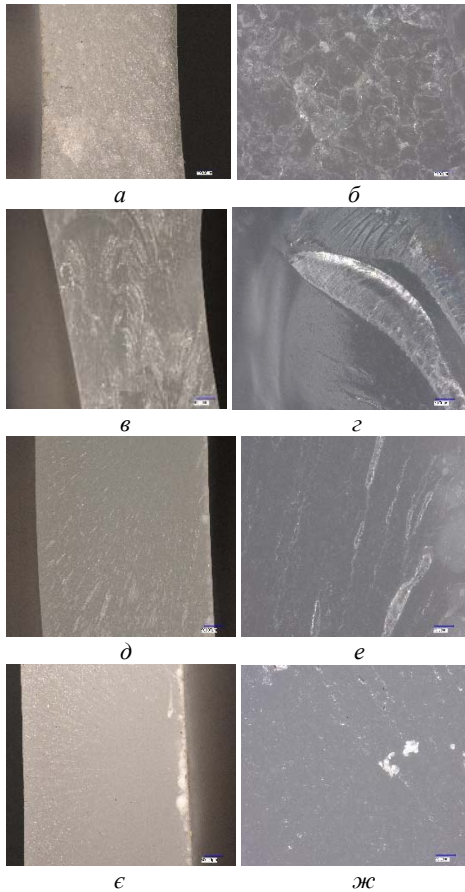


Рисунок 3. Мікроструктура дослідних зразків полімерної матриці з Al_2O_3 різної фракції:

- a* – епоксидна смола та Al_2O_3 (10 мкм) $\times 50$;
- б* – епоксидна смола та Al_2O_3 (10 мкм) $\times 500$;
- в* – епоксидна смола та Al_2O_3 (100...250 мкм) $\times 50$;
- г* – епоксидна смола та Al_2O_3 (100...250 мкм) $\times 500$;
- д* – епоксидна смола та Al_2O_3 (250...500 мкм) $\times 50$;
- е* – епоксидна смола та Al_2O_3 (250...500 мкм) $\times 500$;
- є* – епоксидна смола та Al_2O_3 (> 600 мкм) $\times 50$;
- ж* – епоксидна смола та Al_2O_3 (> 600 мкм) $\times 500$;

Це пояснюється зменшенням питомої поверхні взаємодії між частинками і полімерною матрицею, більш нерівномірним розподілом великих частинок, меншою взаємодією між частинками і полімерними ланцюгами та зменшенням гідродинамічного об'єму великих частинок [15].

Оптимізація розміру частинок і рівномірний розподіл рубленого волокна можуть значно покращити механічні та реологічні властивості полімерних композитів (рис. 4).

Дослідження показали, що зі збільшенням розміру фракцій оксиду алюмінію міцність і в'язкість полімерної композиції зменшуються. Додавання рубленого волокна частково компенсує цей ефект, але агломерація великих частинок залишається основною проблемою.

Растрова електронна мікроскопія є невід'ємним методом для дослідження мікроструктури полімерних композитів з додаванням оксиду алюмінію та рубленого волокна. Вона дозволяє отримати критично

важливу інформацію про розподіл частинок, агломерацію, взаємодію волокон з матрицею та морфологічні характеристики, що є основою для оптимізації властивостей композитів (рис. 5).

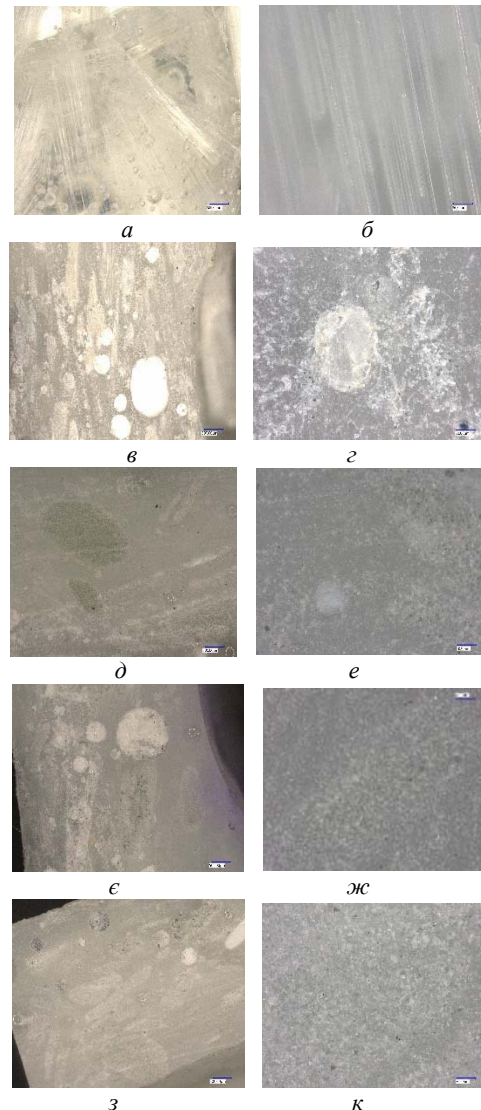


Рисунок 4. Мікроструктура дослідних зразків полімерної матриці з Al_2O_3 різної фракції та рубленим скловолокном:

- a* – епоксидна смола та рублене скловолокно $\times 50$;
- б* – епоксидна смола та рублене скловолокно $\times 500$;
- в* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (10 мкм) $\times 50$;
- г* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (10 мкм) $\times 500$;
- д* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (100...250 мкм) $\times 50$;
- е* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (100...250 мкм) $\times 500$;
- є* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (250...500 мкм) $\times 50$;
- ж* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (250...500 мкм) $\times 500$;
- з* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (> 600 мкм) $\times 50$;
- к* – епоксидна смола, рублене скловолокно та Al_2O_3 (> 600 мкм) $\times 500$;

Полімерна матриця відображається у вигляді гомогенної, але неоднорідної мережі полімерних ланцюгів, що вкраплені частками скловолокна та оксиду алюмінію. Рублене скловолокно відзначається

дрібною, розгалуженою структурою, де окремі волокна або фрагменти волокон різних розмірів пронизують полімерну матрицю. Поверхня скловолкна може бути пористою або має мікрохвилі, що свідчить про процес його подрібнення.

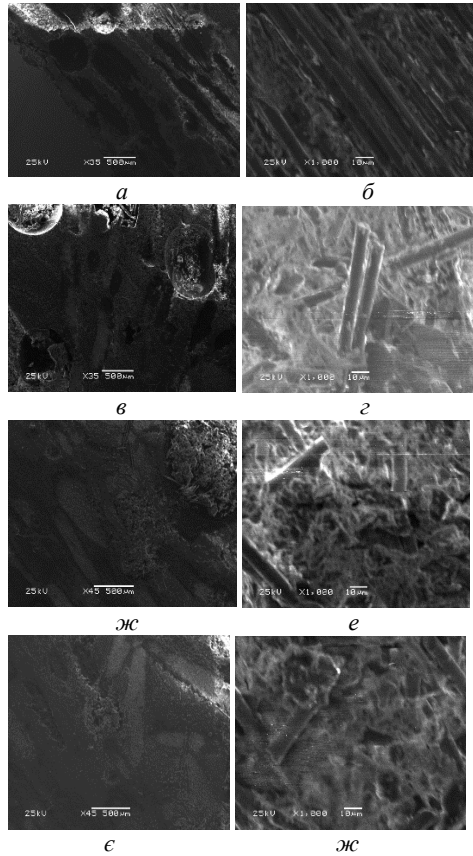


Рисунок 5. Мікроструктура дослідних зразків полімерної матриці з Al_2O_3 різної фракції та рубленим скловолкном за допомогою растрової електронної мікроскопії

a – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (10 мкм) $\times 35$; *б* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (10 мкм) $\times 1000$; *в* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (100...250 мкм) $\times 35$; *г* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (100...250 мкм) $\times 1000$; *д* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (250...500 мкм) $\times 45$; *е* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (250...500 мкм) $\times 1000$; *є* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (> 600 мкм) $\times 45$; *ж* – епоксидна смола, рублене скловолкно та Al_2O_3 (> 600 мкм) $\times 1000$

У цілому, зображення підтверджує складну взаємодію між компонентами композитного матеріалу та вказує на потенційні перспективи для його застосування в областях, де вимагається поєднання міцності, стійкості та легкості.

Висновки

Вивчення впливу розміру фракції оксиду алюмінію на механічні властивості та взаємодію з рубленим скловолкном виявилось важливим етапом у дослідженні композитних полімерних матеріалів. Результати дослідження свідчать про те, що зі

збільшенням розміру фракції спостерігається зменшення міцності полімерної композиції, що може бути важливим фактором для подальшої оптимізації складу та властивостей матеріалу. Крім того, вивчення взаємодії рубленого скловолкна та фракцій оксиду алюмінію сприяє розумінню процесів утворення та морфології композиту, що може відкривати нові перспективи для розробки матеріалів з покращеними характеристиками для широкого спектру застосувань у промисловості та інших галузях.

Список літератури

1. Utracki L. A. Polymer blends handbook / Utracki L. A., Wilkie C. A. – London : Springer New York; Heidelberg Dordrecht, 2014. – 2373 p.
2. Enhancement of the mechanical properties of a polylactic acid/flax fiber biocomposite by WPU, WPU/starch, and TPS polyurethanes using coupling additives / Miskolczi N., Sedlarik V., Kucharczyk P., Riegel E. // Mech. Compos. Mater. – 2018. – Vol. 53, No 6. – P. 791–800.
3. Polym. Comp. / T. Kaul, B. Keren, A. Siegmund, and M. Narkis. – 17, 806. – 1996.
4. N. Minagawa and J.L. White J. Appl. Polym. Sci., 20, 501. – 1976.
5. A. V. Shenoy Rheology of Filled Polymer Systems / A.V. Shenoy/ – Kluwer, Dordrecht-Boston. – 1999.
6. M.A. Osman and A. Atallah, Polymer, 47, 2357 (2006).
7. Lau KT, Gu C, Hui D. A critical review on nanotube and nanotube / nanoclay related polymer composite materials. Composites Part B 2006;37:425–36.
8. Sumita M, Shizuma T, Miyasaka K, Ishikawa K. Effect of reducible properties of temperature, rate of strain, and filler content on the tensile yield stress of nylon 6 composites filled with ultrafine particles. J Macromol Sci 1983;B22:601–18.
9. Bartzak Z, Argon AS, Cohen RE, Weinberg M. Toughness mechanism in semi-crystalline polymer blends: II. High-density polyethylene toughened with calcium carbonate filler particles. Polymer 1999;40:2347–65.
10. Radford KC. The mechanical properties of an epoxy resin with a second phase dispersion. J Mater Sci 1971;6:1286–91.
11. M. Sreekanth, V. Bambole, S. Mhaske and P. Mahanwar, “Effect of Particle Size and Concentration of Flyash on Properties of Polyester Thermoplastic Elastomer Composites”, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, Vol. 8, No. 3, 2009, P. 237–248. doi: 10.4236/jmmce.2009.83021.
12. Офіційний сайт «Система Оптимум» [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://www.systopt.com.ua/>
13. ДСТУ EN ISO 527-5:2018 Пластмаси. Визначення властивостей під час розтягування. Частина 5. Умови випробування односпрямованих волокнистих пластмасових композитів: чинний з 2020-01-01. – К : Технічний комітет стандартизації «Каучуки, гуми та гумові вироби» (ТК 128) 2020. ISO 527-5:2009, IDT.

14. Підковинська У. В. Дослідження впливу модифікування на міцність композитної полімерної матриці : магістерська робота / У. В. Підковинська. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2019. – 95 с. [Електронний ресурс] / Режим доступу: <http://eir.zntu.edu.ua/handle/123456789/5324>

15. Physical and colloid chemistry. Textbook for students of higher schools / edited by V. I. Kabachnyy, V. I. Kabachnyy, L. K. Osipenko, L. D. Grytsan [e. o.] // Kharkiv : NUPh : Golden Pages, 2011. – 376 p.

Одержано 25.09.2024

INFLUENCE OF FILLER SIZE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE POLYMER MATRIX

Pidkovynska U. Postgraduate student, Department of Composite Materials, Chemistry and Technology, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: uliana.pidkovynska@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2953-1863

Savchenko V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Composite Materials, Chemistry and Technology, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: savchen2017@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4305-0097

Purpose. *The aim of the study is to investigate the influence of aluminum oxide (Al_2O_3) particle size on the mechanical properties of a polymer composite with added chopped glass fiber, as well as to explore the interaction between aluminum oxide particles and chopped glass fiber.*

Research methods. *Specimens were tested for tensile strength according to DSTU EN ISO 527-5:2018. Testing was conducted using an MTS Criterion Model 43 universal testing machine with a maximum load of 50 kN. Metallographic analysis was performed using a KEYENCE VHX microscope at magnifications of 50× and 500×. The microstructure of the polymer matrix was determined on unetched samples. Scanning electron microscopy was carried out using a JEOL JSM-5510LV microscope.*

Results. *The influence of introducing different sizes of aluminum oxide fraction on the polymer matrix was studied. It was found that with an increase in the fraction size, the strength of the polymer composition decreases. Additionally, the interaction between chopped glass fiber and various fractions of aluminum oxide on the mechanical characteristics and morphology of the connection with the polymer composition was investigated.*

Scientific novelty. *The interaction of chopped fiber with aluminum oxide fractions may affect the mechanical properties of the composite, such as strength, stiffness, and elasticity. Investigation of the morphology of the connection between chopped fiber and aluminum oxide fractions can help understand how they interact within the composite structure. This includes analyzing the adhesion between components, the structure of junctions, and possible defects that may arise during the manufacturing process. Studying this interaction opens up opportunities for the development of new composite materials with improved properties and diverse applications in industry, construction, aviation, automotive, and other fields.*

Practical value. *The practical significance lies in refining manufacturing technologies and implementing new materials in industry. The ability to control the mechanical properties of composites by changing the size of aluminum oxide fractions can contribute to the creation of more efficient materials for the production of automobiles, aircraft, building constructions, and more. Additionally, understanding the interaction between chopped glass fiber and aluminum oxide fractions may open up new possibilities for developing composites with unique mechanical characteristics that meet the requirements of modern technologies and industrial production.*

Key words: *glass fiber, matrix, filler, modification, aluminum oxide, epoxy compound.*

References

1. Utracki L. A., Wilkie C. A. (2014). Polymer blends handbook. London: Springer New York; Heidelberg Dordrecht, 2373.

2. Miskolczi N., Sedlarik V., Kucharczyk P., Riegel E. (2018). Enhancement of the mechanical properties of a

polylactic acid/flax fiber biocomposite by WPU, WPU/starch, and TPS polyurethanes using coupling additives. Mech. Compos. Mater, 53, 66 791–800.

3. T. Kaully, B. Keren, A. Siegmann, and M. Narkis (1996). Polym.Comp., 17, 806.

4. N. Minagawa and J.L. White, *J. Appl. Polym. Sci.*, 20.
5. A. V. Shenoy (1999). *Rheology of Filled Polymer Systems*, Kluwer, Dordrecht-Boston.
6. M. A. Osman and A. Atallah. (2006). *Polymer*, 47, 2357.
7. Lau KT, Gu C, Hui D. (2006). A critical review on nanotube and nanotube/ nanoclay related polymer composite materials. *Composites, B*; 37:425–36.
8. Sumita M., Shizuma T., Miyasaka K., Ishikawa K. (1983). Effect of reducible properties of temperature, rate of strain, and filler content on the tensile yield stress of nylon 6 composites filled with ultrafine particles. *J Macromol Sci; B22*:601–18.
9. Bartczak Z, Argon AS, Cohen RE, Weinberg M. (1999). Toughness mechanism in semi-crystalline polymer blends: II. High-density polyethylene toughened with calcium carbonate filler particles. *Polymer*;40:2347–65.
10. Radford KC. (1971). The mechanical properties of an epoxy resin with a second phase dispersion. *J Mater Sci* 1971;6:1286–91.
11. M. Sreekanth, V. Bambole, S. Mhaske and P. Mahanwar (2009). “Effect of Particle Size and Concentration of Flyash on Properties of Polyester Thermoplastic Elastomer Composites”, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 8, 3, 237–248. doi: 10.4236/jmmce.2009.83021.
12. Official website “System Optimum” [Electronic resource] / Access mode: <https://www.systopt.com.ua/>
13. State Standard of Ukraine DSTU EN ISO 527-5:2018 Plastics. Determination of tensile properties. Part Test conditions for unidirectional fibre-reinforced plastic composites. “Effective from 2020-01-01. Kyiv: Technical Committee for Standardization “Rubbers, rubber and plastic products” (TC 128). ISO 527-5:2009, IDT.
14. Pidkovinska U.V. (2019). Doslidzhennya vplyvu modifikatsiyi na mitsnist kompozytnoyi polimernoyi matrytsi. [Investigation of the influence of modification on the strength of composite polymer matrix]. Master’s thesis, Zaporizhzhia: Zaporizhzhia Polytechnic National University. Available at: <http://eir.zntu.edu.ua/handle/123456789/5324>
15. Physical and colloid chemistry (2011). Textbook for students of higher schools / edited by V. I. Kabachnyy, V. I. Kabachnyy, L. K. Osipenko, L. D. Grytsan [e. o.]. Kharkiv : NUPh : Golden Pages, 376.

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

УДК 621.793

- Балушок К. Б. канд. техн. наук, головний інженер АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: motor@motorsich.com, ORCID: 0000-0002-8212-9275
- Петрик І. А. канд. техн. наук, головний зварник АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ogc.ugmet@motorsich.com, ORCID: 0000-0001-6600-1661
- Чигілейчик С. Л. провідний інженер АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com, ORCID: 0000-0002-2372-9078
- Марченко Ю. А. начальник бюро зварювання УГМет АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ua.marchenko125@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2189-0976
- Сахно С. С. начальник бюро досліджень УГМет АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com, ORCID: 0000-0003-3388-2663

ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ УМОВ ДЛЯ ГЕРМЕТИЧНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТОНКИХ ФОЛЬГ ПРИ ВИКОРИСТАННІ В КОНСТРУКЦІЯХ МЕМБРАННОГО ТИПУ

Мета роботи. Розробка оптимальної технології зварювання тонкостінних оболонок зі сталі 12X18H10T ($\delta = 0,15$ мм), що працюють при знакозмінних навантаженнях.

Методи дослідження. Для автоматичного аргонно-дугового зварювання (ААДЗ) використовувалось устаткування для орбітального зварювання, до складу якого входить джерело струму MW 2600 (фірми FRONIUS) із блоком програмного керування й зварювальна голівка закритого типу MW40. Дослідні роботи показали, що при даному виді зварювання для настільки малих товщин не вистачає концентрації зварювальної дуги, що не дозволяє стабільно формувати ванну й одержати суцільний рівномірний шов.

Для мікроплазмового зварювання використовувався спеціальний роботизований комплекс STARWELD 190H, до складу якого входять: джерело живлення чергової дуги INV 50; джерело живлення основної дуги INV 190; блок управління SIEMENS Simatic S 7-300; робот CR3-535M (MITSUBISHI); маніпулятор та плазмотрон PRH 80.

Контроль якості зварювання проводили візуальним оглядом та металографічним дослідженням. Враховуючи умови експлуатації деталей, згідно технічних умов креслення також був передбачений пневмогідравлічним метод контролю.

Отримані результати. Візуальний огляд зовнішньої поверхні зварних швів показав відсутність дефектів у вигляді пор, тріщин, раковин, не сплавлень, підрізів та ін. Геометричні розміри зварного шва відповідали вимогам нормативної документації, діючої на підприємстві. Проведені металографічні дослідження коробок мембранних, з'єднаних мікроплазмовим зварюванням, дали позитивний результат. Дефектів металургійного характеру в зварних швах не виявлено.

Практична цінність. Визначений оптимальний спосіб зварювання, що може бути застосований для виготовлення тонкостінних мембранних конструкцій, з огляду технологічності та економічної доцільності. Встановлено, що мікроплазмове зварювання дозволяє одержувати герметично щільний шов, при товщині деталей, що зварюються, близько 0,15 мм. Підтверджена працездатність зварних мембранних коробок у складі баростатичного клапана авіаційного двигуна. Встановлено, що мікроплазмове зварювання може бути застосоване при виготовленні тонкостінних оболонок зі сталі 12X18H10T ($\delta = 0,15$ мм), що працюють при знакозмінних навантаженнях. Технологічний процес зварювання впроваджений у серійне виробництво.

Ключові слова: Авіаційний двигун, баростатичний клапан, коробка мембранна, мікроплазмове зварювання, технологічний цикл, зварний шов.

Вступ

Заходи, спрямовані на зниження ваги й підвищення експлуатаційних характеристик турбореактивних авіаційних двигунів, є першорядними при розробці та проектуванні. Зменшення витрат повітря, стабільність подачі палива, своєчасне змащення тертьових вузлів в експлуатації, значною мірою підвищують міжремонтний ресурс авіаційного двигуна. Поряд із цим, виготовлення відмінних конструкцій вхідних деталей і вузлів вимагає розробки енергоємних і економічно доцільних технологій, що включають у себе застосування новітніх методів зварювання, пайки, напилування та ін. [1–3].

Маслосистема авіаційного газотурбінного двигуна, для маневрених літаків, вимагає ряду технічних доробок і поліпшень, що дозволяють виключити масляне голодування тертьових пар, в момент здійснення польоту на висотах більш 13 км, переверненому польоті або польоті з негативними перевантаженнями. У цьому зв'язку, для зменшення ступеня розрідження масла в коробці приводів масляної системи, була спроектована відмінна конструкція баростатичного клапану, до складу якої ввійшли 8 тонкостінних мембранних коробок.

Для з'єднання матеріалів при виготовленні тонкостінних конструкцій деталей авіаційного двигуна, як правило, використовують зварювання висококонцентрованим джерелом нагріву, а саме електронно-промене, лазерне або мікроплазмове зварювання.

Лазерне зварювання – це високоточний зварювальний процес, у якому використовуються високотехнологічні машини та передові технології для фокусування концентрованого пучка світла, який генерується лазером та використовується для сплавлення металів або термопластів.

До переваг лазерного зварювання можна віднести:

- точність, оскільки лазерне зварювання чудово забезпечує складні та точні зварні шви навіть у складних геометріях. Ця точність має важливе значення для застосувань, які вимагають дрібних деталей і жорстких допусків;

- мінімальна зона термічного впливу. Сфокусований лазерний промінь генерує локалізоване тепло, що призводить до меншої зони термічного впливу порівняно з традиційними методами зварювання. Це дозволяє отримувати мінімальну деформацію металу та зменшує потребу в значному рихтуванні деталей після зварювання;

- чисті та міцні зварні шви. Лазерне зварювання створює чисті зварні шви без бризок та з мінімальною пористістю, а отримане з'єднання є міцним і надійним;

- швидкість і ефективність. Концентрована енергія лазерного променя забезпечує швидке нагрівання та охолодження, що забезпечує швидкий процес зварювання. Така ефективність сприяє підвищенню продуктивності виробництва.

- зменшення відходів матеріалу. Точність лазерного зварювання мінімізує кількість матеріалу, що піддається впливу тепла, що призводить до зменшення відходів під час процесу зварювання.

Плазмове зварювання – це сучасна техніка зварювання, яка використовує концентрований потік іонізованого газу для створення високотемпературної дуги. Ця дуга розплавляє зварюваний матеріал, після чого розплавлений метал охолоджується та твердіє, утворюючи міцне та довговічне з'єднання. Плазмове зварювання використовується в багатьох галузях промисловості, включаючи аерокосмічну, автомобільну та обробну промисловість.

Однією з головних переваг плазмowego зварювання є можливість створення точних і якісних швів. Концентрована дуга створює вузьку сфокусовану зону нагріву, що дозволяє краще контролювати процес зварювання. Така точність робить плазмове зварювання ідеальним для зварювання тонких матеріалів, а також для зварювання складних форм і з'єднань.

Ще однією перевагою плазмowego зварювання є його універсальність. Цю техніку можна використовувати для зварювання широкого діапазону металів, включаючи нержавіючу сталь, алюміній, титан і мідь. Крім того, плазмове зварювання можна використовувати в різних сферах зварювання, включаючи ручне зварювання, автоматичне та роботизоване зварювання. Завдяки своїй точності та універсальності плазмове зварювання швидко стає популярним вибором для зварювання в багатьох галузях промисловості [4–6].

Зварювальні технології лазерним променем, в основному, використовуються для з'єднання компонентів з малою товщиною (~ до 0,8 мм) тонкими зварними швами й низькою тепловою деформацією. У той же час, діапазон застосування лазерного зварювання охоплює номенклатуру деталей від зварювання прецизійних деталей в атомній промисловості, таких як сильфони, різні датчики, до несучих конструкцій у машинобудуванні й наплавлення при виготовленні форм із високоміцного чавуну, а також зварювання великогабаритних тонкостінних конструкцій з нержавіючої сталі. При цьому, експлуатація устаткування для лазерного зварювання є дорогою, що значно підвищує собівартість виготовлення виробів [7–8]. У цьому зв'язку, з метою зниження собівартості виготовлення коробок мембран, були проведені дослідні роботи з відпрацювання технології ААДЗ) і мікроплазмowego зварювання мембран.

Мета роботи – розробити оптимальну технологію зварювання тонкостінних оболонок з 12Х18Н10Т ($\delta = 0,15$ мм), що працюють при знакозмінних навантаженнях.

Матеріали і методики

Коробка мембранна складається з двох мембран фігурного тарілчастого типу (рис. 1) із привареними до неї крапковим контактним зварюванням опорами. Товщина мембрани становить 0,15 мм, а товщина опор –

0,3 мм. З'єднання опори з мембраною виконують за допомогою коротко-імпульсного контактного зварювання на чотири зварювальні крапки. Діаметр крапки ~ 0,5 мм. Матеріал деталі – конструкційна нержавіюча сталь марки 12X18H10T. У складі двигуна пакет з 8 коробок мембранних встановлюється в баростатичний клапан, і налаштовується на необхідний робочий тиск. При перевищенні тиску клапан відкривається та відбувається скидання надлишкового тиску масла до рівня робочого. Пакет коробок мембранних працює при значиміших навантаженнях, у рідкому масляному середовищі.

Для зварювання ААДЗ використовувалось устаткування для орбітального зварювання, до складу якого входить джерело струму MW 2600 (фірми FRONIUS) із блоком програмного керування й зварювальна голівка закритого типу MW40. Дослідні роботи показали, що при даному виді зварювання, для настільки малих товщин не вистачає концентрації зварювальної дуги, що не дозволяє стабільно формувати ванну й одержати суцільний рівномірний шов.

Для мікроплазмового зварювання використовується спеціальний роботизований комплекс STARWELD 190H, в склад якого входять: джерело живлення чергової дуги INV 50; джерело живлення основної дуги INV 190; блок управління SIEMENS Simatic S 7-300; робот CR3-535M (MITSUBISHI); маніпулятор та плазмотрон НРН 80

Основні параметри процесу мікроплазмового дугового зварювання включають: зварювальний струм, швидкість зварювання, швидкість потоку робочого газу, швидкість потоку захисного газу, довжину дуги, діаметр сопла, коефіцієнт отвору сопла та виліт вольфрамового електроду. Разом ці параметри визначають якість зварювання та форму шва [9–12]. Зварювання дослідних зразків проводилося на режимах, наведених у таблиці 1.

Таблиця 1 – Параметри режиму мікроплазмового зварювання коробок мембранних

Параметри режиму	Значення
Струм зварювання	2,7–2,9 А
Струм пілотної дуги	1,0 А
Витрата пілотної газу (аргону)	0,6–0,8 л/хв
Витрата захисного газу (аргону)	3,0 л/хв
Витрата плазмоутворюючого газу (аргону)	0,9 л/хв
Швидкість зварювання	10 мм/сек
Діаметр отвору сопла захисного газу	0,8 мм
Діаметр вольфрамового електроду	2,0 мм

Завдяки високому ступеню іонізації газу в плазмотроні, при використанні вольфрамових електродів діаметром 1–2 мм плазмова дуга може горіти при досить малих струмах, починаючи з 0,1 А. Мікроплаз-

мове зварювання є досить ефективним методом з'єднання виробів малої товщини до 1,5 мм. Як правило, надтонкі пластини важко піддаються зварюванню і вимагають високої точності збирання. Завдяки тонкій товщині пластини мають характеристики одностороннього зварювання та одночасно двостороннього формування. Крім того, вони особливо чутливі до підведення тепла в процесі зварювання, через що можуть виникати такі дефекти як прогорання та деформація, що безпосередньо впливає на якість зварювання. Діаметр плазмової дуги становить близько 2 мм, що дозволяє сконцентрувати тепло на обмеженій ділянці виробу, нагрівати зону зварювання, не ушкоджуючи сусідні ділянки [13, 14].



Рисунок 1. Зовнішній вигляд коробки мембранної: 1 – опора ($\delta = 0,3$ мм); 2 – мембрана ($\delta = 0,15$ мм);

Аналіз отриманих результатів

Контроль якості зварювання проводили візуальним оглядом та металографічним дослідженням. Враховуючи умови експлуатації деталей, згідно технічних умов креслення також був передбачений пневмогідралічним методом контролю.

Візуальний огляд зовнішньої поверхні зварних швів показав відсутність дефектів у вигляді пор, тріщин, раковин, несплавлень, підрізів та ін. Геометричні розміри зварного шва відповідали вимогам нормативної документації діючої на підприємстві.

Проведені металографічні дослідження коробок мембранних, зварених мікроплазмовим зварюванням, дали позитивний результат. Дефектів металургійного характеру в зварних швах не виявлено. Зовнішній вигляд макрошліфа представлено на рисунку 2.

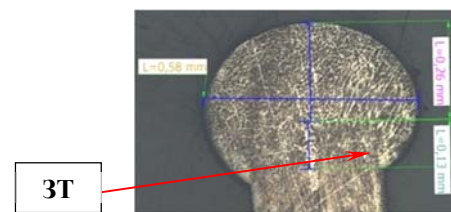


Рисунок 2. Макрошліф зварного шва мікроплазмовим зварюванням ($\times 200$)

Контроль стабілізації та герметизації мембран після зварювання виконувався пневмогідралічним методом, а саме:

- десятикратним додаванням рівнорозподіленого

навантаження (10–12 кгс) до поверхні опори мембранної в період до 10 хвилин;

- зануренням у рідину з температурою 80–100 °C на час не менше 2 хвилин.

Результати пневмогідравлічного контролю позитивні. Виготовлені деталі відповідають нормам технічних вимог.

Для проведення комплексу випробувань з підтвердження працездатності коробок мембранних у складі баростатичного клапану, зварених мікроплазмовим зварюванням, був виготовлений комплект деталей у кількості 8 шт. Зварювання й контроль якості зварювання відповідали вимогам інструкції, діючої на підприємстві.

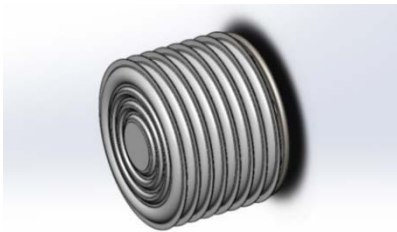


Рисунок 3. Складання коробок мембранних для встановлення в клапан баростатичний

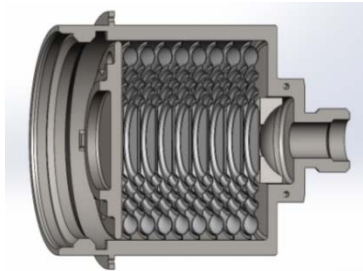


Рисунок 4. Установка блоку в елемент корпусу клапана баростатичного

За підсумками, коробки мембранні в складі клапану баростатичного (рис. 3, 4) задовільно пройшли стендові випробування

На підставі отриманих результатів випробувань, підтверджена працездатність коробок, виготовлених із застосуванням методу мікроплазмового зварювання.

Висновки

1. Визначений оптимальний спосіб зварювання, що може бути застосований для виготовлення тонкостінних мембранних конструкцій, з огляду технологічності та економічної доцільності.

2. Встановлено, що мікроплазмове зварювання дозволяє одержувати герметично щільний шов, при товщині деталей, що зварюються близько 0,15 мм.

3. Підтверджена працездатність зварних мембранних коробок у складі баростатичного клапану авіаційного двигуна.

4. Встановлено, що мікроплазмове зварювання може бути застосоване при виготовленні тонкостінних оболонок зі сталі 12X18H10T ($\delta = 0,15$ мм), що працюють при знакозмінних навантаженнях. Технологічний процес зварювання впроваджений у серійне виробництво.

Список літератури

1. Братухін А. Г. Сучасні авіаційні матеріали: технологічні й функціональні особливості / Братухін А. Г. – М. : Авиатехінформ, 2003. – 154 с.

2. Y. K. Abbas. Development the oil system of aircraft / Y. K. Abbas, J. Abas // International Journal of Advanced Research in Engineering. – Vol. 6, February 2015. – P. 28–35.

3. A. Lalis. Ontology-based reliability analysis of aircraft engine lubrication system / A. Lalis, S. Bolcekova, O. Stumbauer // Transportation Research Procedia. – Vol. 51, December 2020. – P. 37–45.

4. Лазерне зварювання. Застосування в промисловості [Електронний ресурс]. – URL:<http://lasercwm.com/blog/lasersvarka>

5. Welding of thin stainless-steel sheets using a QCW green laser source / E. Haddad, F. Poggenburg, A. Hausler, A. Olowinsky // Scientific Reports, Vol. 14, February 2024, art. 4105.

6. Мікроплазмове зварювання / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, Д. А. Дудко та ін. – К. : Наук. думка, 1979. – 248 с.

7. Effect of post welding heat treatment on the weld quality of micro plasma arc welded SS-316L thin sheet. Soldagem and Inspegao. – Vol. 27, March 2022. – P. 9–12.

8. In-process monitoring of lack of fusion in ultra-thin sheets edge welding using machine vision / Y. Hong, B. Chang, G. Peng et al. // Sensors Signal Processing and Visual Computing. – Vol. 18, July 2018. – P. 38–45.

9. K. S. Prasad Study on effect of welding speed on micro structure and mechanical properties of pulsed current micro plasma arc weldel AISI 304L sheets / K. S. Prasad, C. S. Rao, D. N. Rao // Journal of Manufacturing Science and Production. – Vol. 12, August 2012. – P. 123–128.

10. A. K. Sahu. Influence of current pulsation on solidification parameters during micro-plasma arc welding of thin sheet Alloy 718 / A. K. Sahu, S. Bag // Welding in the World. – No 12. – 2021. – Vol. 65. – P. 2403–2419. <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01191-3>

11. K. Ansari. Estimation of mechanical properties of microplasma welding of 0,5 mm SS304 sheets / K. Ansari, M. Baruah // Soldagem and Inspegao. – Vol. 28, April 2023. – P. 17–26.

12. V. Haldar. Formability of micro-plasma arc-welded AISI 316L stainless steel thin sheet joint / V. Haldar, S. Kumal Biswal, S. Pal // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – Vol. 44, October 2022, art. 564.

13. The effect of welding parameters is micro-plasma arc welding of stainless steel 304 thin sheet / S. Prasad, B. Kumar, R. Pritbaitha, S. Singh // Journal of Manufacturing Processes. – Vol. 45, January 2024. – P. 218–222.

14. Analysis of weld characteristics of micro-plasma arc welding and tungsten inert gas welding of thin stainless steel (304L) sheet. Proceeding of the Instruction of

Mechanical Engineers Part L / S. Batool, M. Khan, S. Jaffery, A. Khan // Journal of Materials Design and Applications 230 (6).

Одержано 23.09.2024

DETERMINATION OF OPTIMAL CONDITIONS FOR HERMETIC WELDING OF THIN FOILS WHEN USED IN MEMBRANE-TYPE STRUCTURES

- Balushok K.** Candidate of Technical Sciences, Chief Engineer at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: motor@motorsich.com*, ORCID: 0000-0002-8212-9275
- Petrik I.** Candidate of Technical Sciences, Chief Welder at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: motor@motorsich.com*, ORCID: 0000-0001-6600-1661
- Chigileychik S.** Leading engineer of UGMet at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: tb.ugmet@motorsich.com*, ORCID: 0000-0002-2372-9078
- Marchenko Y.** Head of welding bureau UGMet at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: ua.marchenko125@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-2189-0976
- Sakhno S.** Head of the research bureau UGMet at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: seregass9369@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-3388-2663

Purpose. Development of optimal technology for welding thin-walled shells made of 12X18H10T steel ($\delta=0.15$ mm), working at alternating loads. Research methods.

Research methods. For welding automatic argon-arc welding (AAAW) equipment was used for orbital welding, which includes a MW 2600 current source (FRONIUS) with software control unit and welding head of closed type MW40. Research works showed that this type of welding is not enough for such small thicknesses concentration of the welding arc, which does not allow stable forming of the bath and obtaining solid uniform seam.

A special robotic complex was used for microplasma welding STARWELD 190H, which includes: a power source for the regular arc INV 50; source main arc power supply INV 190; SIEMENS Simatic S 7-300 control unit; robot CR3-535M (MITSUBISHI); manipulator and HPH 80 plasmatron. Welding quality control was carried out by visual inspection and metallographic examination.

Taking into account the conditions of operation of the parts, according to the technical conditions of the drawing, it was also provided pneumohydraulic control method.

Obtained results. Visual inspection the outer surface of the welds showed the absence of defects in the form of pores, cracks, shells, no fusions, undercuts, etc. The geometric dimensions of the weld met the requirements of the standard documentation valid at the enterprise. Metallographic studies of the boxes membranes, welded by microplasma welding, gave a positive result. Defects of metallurgical character were not found in the welds.

Practical value. The optimal method of welding that can be applied is determined for the manufacture of thin-walled membrane structures, from the point of view of manufacturability and economy expediency It has been established that microplasma welding allows obtaining a hermetically tight seam, when the thickness of parts to be welded is about 0.15 mm. The performance of welded membrane boxes is confirmed in the barostatic valve of an aircraft engine. It is established that micro plasma welding can be used in the manufacture of thin-walled shells made of 12X18H10T steel ($\delta=0.15$ mm), which work at variable loads. The technological process of welding is introduced into the series production.

Key words: Aviation engine, barostatic valve, membrane box, microplasma welding, technological cycle, weld.

References

1. Bratuxin A .G. (2003). Suchasni aviacijni materialy: te-xnologichni j funkcional`ni osobly`vosti. Moscow: Avy`atexinform,154.

2. Y. K. Abbas, J. Abas. (2015). Development the oil system of aircraft. International Journal of Advanced Research in Engineering, 6, 28–35.

3. A. Lalis, S. Bolcekova, O. Stumbauer. (2020). On-

tology-based reliability analysis of aircraft engine lubrication system. *Transportation Research Procedia*, 51, December, 37–45.

4. Lazerne zvaryuvannya. Zastosuvannya v promy'slovosti [Elektronnyj resurs]. URL:<http://laserw.com/blog/lasersvarka>

5. E. Haddad, F. Poggenburg, A. Hausler, A. Olowinsky. (2024). Welding of thin stainless-steel sheets using a QCW green laser source. *Scientific Reports*, 14, 4105.

6. B. E. Paton, V. S. Gvozdeczkyj, D. A. Dudko et al. (1979). *Mikroplazmove zvaryuvannya*. Ky'yiv : Nauk. dumka, 248.

7. Effect of post welding heat treatment on the weld quality of micro plasma arc welded SS-316L thin sheet. (2022). *Soldagem and Inspegao*, 27, 9–12.

8. Y. Hong, B. Chang, G. Peng, Z. Yun, X. Hou, vB. Xue, D. Du. (2018). In-process monitoring of lack of fusion in ultra-thin sheets edge welding using machine vision. *Sensors Signal Processing and Vissual Computing*, 18, July, 38–45.

9. K. S. Prasad, C. S. Rao, D. N. Rao. (2012). Study on effect of welding speed on micro structure and mechanical properties of pulsed current micro plasma arc weldel

AISI 304L sheets. *Journal of Manufacturing Science and Production*, 12, 123–128.

10. A. K. Sahu, S. Bag. (2021). Influence of current pulsation on solidification parameters during micro-plasma arc welding of thin sheet Alloy 718. *Welding in the World*, 65, 2403–2419.

11. K. Ansari, M. Baruah. (2023). Estimation of mechanical properties of microplasma welding of 0,5 mm SS304 sheets. *Soldagem and Inspegao*, 28, 17–26.

12. V. Haldar, S. Kumal Biswal, S. Pal. (2022). Formability of micro-plasma arc-welded AISI 316L stainless steel thin sheet joint. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 44, 564.

13. S. Prasad, B. Kumar, R. Pritbaita, S. Singh. (2024). The effect of welding parameters is micro-plasma arc welding of stainles steel 304 thin sheet. *Journal of Manufacturing Processes*, 45, January, 218–222.

14. S. Batool, M. Khan, S. Jaffery, A. Khan. Analysis of weld characteristics of micro-plasma arc welding and tungsten inert gas welding of thin stainless steel (304L) sheet. *Proceeding of the Instruction of Mechanical Engineers Part L Journal of Materials Design and Applications* 230 (6).

UDC 669.721.5:621.785.7

Aikin M. Senior lecturer of Physical Materials Science Department, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: fitone14@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9513-2804

Shalomeev V. Doctor of Technical Sciences, Professor, Prorector, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6091-837X

OPTIMIZATION OF HEAT TREATMENT REGIME FOR A NEW BIODEGRADABLE MG-ZR-ND ALLOY WITH ENHANCED MECHANICAL PROPERTIES

Purpose. To develop a rational heat treatment regime for a new biodegradable magnesium alloy of the Mg-Zr-Nd system, to ensure enhanced mechanical properties throughout the entire treatment period.

Research methods. Differential thermal analysis (DTA) was used to determine phase transformation temperatures. Microstructure analysis was conducted using optical microscopy ("Neophot 32" and "OLYMPUS IX 70") and scanning electron microscopy with energy-dispersive X-ray spectroscopy (SEMI REM-106I). Mechanical properties were determined using an INSTRON 2801 testing machine. The influence of cooling rate on microstructure and properties was studied using ProCAST simulation software. Heat treatment was carried out in a Bellevue type shaft furnace and a PAP-4M furnace. X-ray analysis was used to detect internal defects in samples.

Results. A new heat treatment regime was developed for the biodegradable Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy. Using differential thermal analysis and microstructure studies at various quenching temperatures, the optimal quenching temperature was established at 560 °C. Empirical relationships describing the influence of heat treatment parameters on the alloy's microstructure were calculated. The new heat treatment regime (quenching from 560 °C for 8 hours, air cooling + aging at 200 °C for 16 hours) resulted in improved mechanical properties (UTS = 276–282 MPa, $\delta = 5.2$ –5.8%) compared to the standard T6 regime.

Scientific novelty. For the first time, a comprehensive study of the influence of heat treatment parameters on the structure and properties of a new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy with increased content of alloying elements was conducted. New dependencies describing the influence of quenching temperature on the alloy's grain size were established.

Practical value. A new heat treatment regime for the biodegradable magnesium alloy was developed, which ensures complete dissolution of the pseudoeutectic phase and formation of strengthening phases, resulting in improved mechanical properties compared to the standard alloy Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) and the standard T6 regime.

Key words: biodegradable magnesium alloy, Mg-Zr-Nd system, heat treatment, quenching temperature, mechanical properties, microstructure, pseudoeutectic phase.

Introduction

Magnesium alloys of the Mg-Zr-Nd system have significant potential for use as biodegradable implants in osseosynthesis due to their unique combination of properties [1]. However, existing industrial alloys of this system, such as Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) (formerly known as ML10), do not always provide the optimal combination of mechanical characteristics and biodegradation rate required for effective application in medical practice [2, 3].

One of the key factors influencing the properties of magnesium alloys is their heat treatment regime. The standard T6 heat treatment regime [4, 5], widely used for Mg-Zr-Nd system alloys, does not always ensure complete dissolution of pseudo-eutectic phases and formation of optimal microstructure in alloys with increased content of alloying elements [5, 6].

The aim of this study is to develop a rational heat treatment regime for a new biodegradable magnesium alloy of the Mg-Zr-Nd system with increased content of alloying elements - Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) [3]. To achieve this goal, the following objectives were set:

1. Investigate the effect of the standard T6 heat treatment regime on the microstructure of the developed alloy.
2. Determine the phase transformation temperatures of the new alloy using computational methods and differential thermal analysis.
3. Study the influence of quenching temperature on grain size and the amount of secondary phases in the new alloy.
4. Develop an optimized heat treatment regime that provides an enhanced complex of mechanical properties for the new alloy.
5. Compare the mechanical properties of the new alloy after optimized heat treatment with the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy.

The results of this study will allow the development of a rational heat treatment regime for the new biodegradable magnesium alloy, ensuring an optimal combination of strength, plasticity, and corrosion resistance necessary for effective application in osteosynthesis.

Analysis of research and publications

The development of biodegradable magnesium alloys for medical applications, particularly in osteosynthesis, has been a subject of extensive research in recent years. The Mg-Zr-Nd system alloys have shown promising results due to their favorable combination of mechanical properties, corrosion resistance, and biocompatibility [7, 8, 9, 10].

The standard heat treatment regime T6 (quenching + aging) has been widely used for Mg-Zr-Nd alloys to improve their mechanical properties and corrosion resistance [11]. This regime typically involves heating to 540 ± 5 °C, holding for 8 hours followed by air cooling, and then aging at 200 ± 5 °C for 16 hours with air cooling [4, 5]. The improvement in properties is achieved through the dissolution of non-equilibrium pseudo-eutectic and the precipitation of clusters of secondary phase particles, consisting of finely dispersed Zn_2Zr_3 intermetallics, β'' and β' phases [12, 13].

The influence of heat treatment parameters on the microstructure and properties of magnesium alloys has been a focus of several studies. It has been established that the quenching temperature can significantly affect the grain size of magnesium alloys, with higher temperatures generally leading to grain growth [14]. However, the relationship between quenching temperature and grain size can be complex, especially in alloys with high content of alloying elements.

The role of alloying elements, particularly Nd and Zr, in the formation of strengthening phases and their effect on the heat treatment process has been discussed in literature [15–18]. The concentration of Nd close to its solubility limit can lead to the formation of a larger amount of pseudo-eutectic in the alloy, which affects the mechanical properties and requires adjustment of the heat treatment regime.

Despite the extensive research in this field, there is still a need for systematic studies on the optimization of heat treatment regimes for new biodegradable Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy with increased content of alloying elements. This research aims to address this gap by developing a rational heat treatment regime for a new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy, taking into account its specific composition and desired properties for osteosynthesis applications.

Purpose

The primary purpose of this study is to develop and optimize a heat treatment regime for a new biodegradable magnesium Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy with increased alloying content. This research aims to address the limitations of the standard T6 heat treatment when applied to alloys with higher concentrations of alloying elements. By systematically investigating the effects of heat treat-

ment parameters on the alloy's microstructure and properties, this study seeks to establish a rational heat treatment process that ensures complete dissolution of pseudo-eutectic phases and formation of an optimal microstructure. The ultimate goal is to achieve an enhanced combination of strength, ductility, and corrosion resistance in the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy, making it more suitable for osteosynthesis applications compared to existing commercial alloys such as Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%).

Research material and methodology

The research was conducted on newly developed biodegradable magnesium alloys of the Mg-Zr-Nd system [3]. The experimental alloys had varying contents of alloying elements within the following ranges: 1.2–1.3% Zr, 3.1–3.2% Nd, and 0.5–0.7% Zn. The standard alloy (0.4–1.5% Zr, 2.2–3.4% Nd, and 0.1–0.7% Zn) was used for comparison in various experiments.

Alloys were melted in an IPM-500 crucible furnace with a capacity of 0.5 tons, power of 140 kW, and productivity of 230 kg/hour. The melt was refined using VI 2 flux [19] and cast into removable crucibles at 650–730°C. Ligatures containing Zr, Nd, and Zn were added to adjust the composition.

Heat treatment was performed in a Bellevue type shaft furnace (112 kW, 95 kg/hour productivity) and a PAP-4M type furnace (50 kg/hour productivity) under an argon protective atmosphere. The standard T6 heat treatment regime for Mg-Zr-Nd alloys was applied according to existing standards [4, 5].

The ProCAST software package, including the COMPUTHERM module, was used to estimate material properties.

Chemical composition was determined using standard methods. Sample quality was assessed visually and using X-ray methods (RAP-150/300, RUP 150/300, RUP 400-5, and MIRA-2D devices).

Mechanical properties were determined using an INSTRON 2801 testing machine according to existing standards [4, 19].

Macro- and microstructures were studied using Neophot 32 and OLYMPUS IX 70 optical microscopes at magnifications of 100, 200, 350, and 500 times. Grain size was determined according to [20]. Phase composition was quantitatively assessed using the Rosiwal linear method.

Phase analysis of structural components was performed using a SELMI REM-1061 scanning electron microscope with energy-dispersive microanalysis.

Differential Thermal Analysis (DTA) was performed using a VDTA-8 installation in an argon atmosphere with constant heating and cooling rates of 80 °C/min. The maximum heating temperature was 800 °C.

Results and their discussion

The study of the microstructure of the experimental biodegradable alloy after heat treatment showed that although fine dispersed strengthening phases were formed in

the structure (Fig. 1a), residual precipitates of pseudo-eutectic that did not dissolve during quenching were observed at the grain boundaries (Fig. 1b). This undesirable phenomenon was not observed in the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy, indicating a potential issue specific to the experimental alloy's composition or heat treatment process.

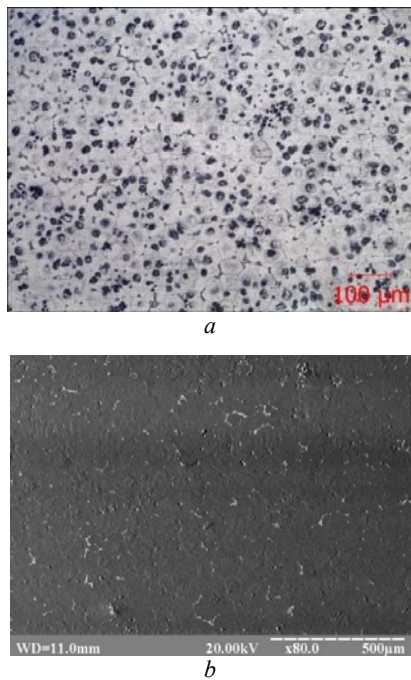


Figure 1. Microstructure of the experimental biodegradable alloy after standard heat treatment T6, $\times 100$ (a) and pseudo-eutectic precipitates, $\times 80$ (b)

Using micro-X-ray spectral analysis (Fig. 2), it was determined that the residual pseudo-eutectic at the grain boundaries has a composition of Mg-38.47Nd-1.06Zn-0.1Zr and corresponds to a (Mg, Zn)₁₂Nd-type phase.

Such pseudo-eutectic precipitates after T6 heat treatment were observed in similar alloys [5, 6]. The authors of these works attribute this phenomenon to insufficiently high heating temperature of the alloy before quenching, insufficient holding time at this temperature, or slow cooling.

Given that the experimental biodegradable alloy contains a concentration of Nd (3.1%) close to the solubility limit (3.6%), this leads to the formation of a larger amount of pseudo-eutectic in the developed alloy compared to the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%). The presence of pseudo-eutectic in the structure reduces the threshold of mechanical properties of the alloy by decreasing the amount of Nd and Zn that form the strengthening phase. We investigated the potential for achieving complete dissolution of the residual pseudo-eutectic by exploring the effects of increased heating temperatures prior to quenching.

To determine the possibility of increasing the heating temperature before quenching, solidus and liquidus temperatures were calculated using the “COMPUTHERM”

calculation module, which is part of the “ProCAST” software package.

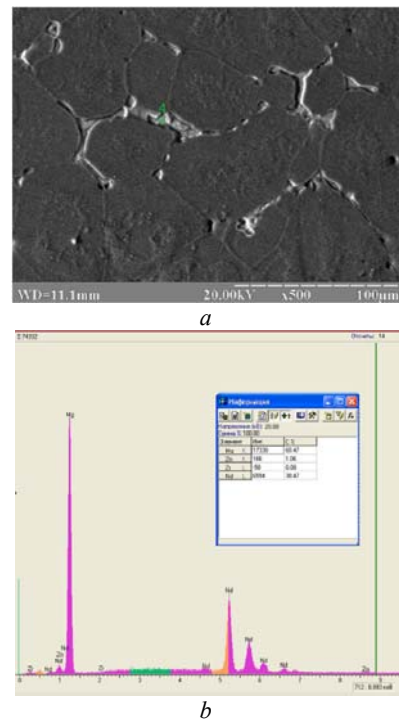


Figure 2. Micro-X-ray spectral analysis of the experimental biodegradable alloy after heat treatment T6

For the developed alloy, the solidus temperature was $T_{sol} = 552\text{ }^{\circ}\text{C}$, and the liquidus temperature $T_{liq} = 648\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Fig. 3, a). For comparison, temperature calculations were performed for the standard alloy of the Mg-Zr-Nd system — Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%): $T_{sol} = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{liq} = 647\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Fig. 3b). The shift in solidus temperature was $+22\text{ }^{\circ}\text{C}$, and in liquidus temperature $+1\text{ }^{\circ}\text{C}$. Thus, the calculations determined that increasing the alloying elements Nd and Zr leads to an increase in the solidus temperature and has almost no effect on the liquidus temperature.

Property	Type	Value	Value Unit	F(T) Unit
Conductivity	F(T)		W/m-K	C
Density Models				
Density	F(T)		kg/m ³	C
Specific Heat	Const.		kJ/kg-K	
Enthalpy	F(T)		kJ/kg	C
Fraction Solid	F(T)			C
Latent Heat	Const.		kJ/kg	
Liquidus-Solidus				
Liquidus	Const.	648	C	
Solidus	Const.	552	C	

Property	Type	Value	Value Unit	F(T) Unit
Conductivity	F(T)		W/m-K	C
Density Models				
Density	F(T)		kg/m ³	C
Specific Heat	Const.		kJ/kg-K	
Enthalpy	F(T)		kJ/kg	C
Fraction Solid	F(T)			C
Latent Heat	Const.		kJ/kg	
Liquidus-Solidus				
Liquidus	Const.	647	C	
Solidus	Const.	530	C	

Figure 3. Working window of the “COMPUTHERM” module, showing the results for (a) the developed alloy and (b) the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy

For practical determination of the optimal heating temperature before quenching of the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy, differential thermal analysis (DTA) was used. The graph (Fig. 4) shows DTA curves for the developed alloy in comparison with the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy.

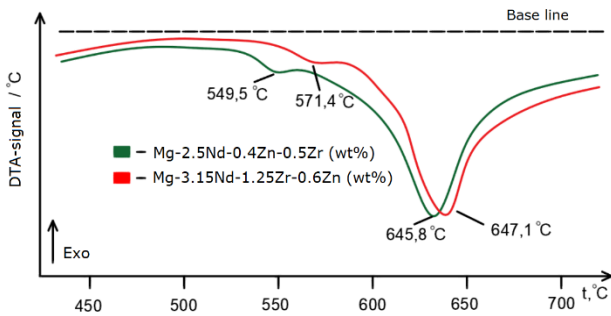


Figure 4. DTA curves of the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy and the new non-heat-treated Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy

The curves for both alloys were similar and had 2 peaks: the first corresponds to the melting of the non-equilibrium pseudo-eutectic; the second corresponds to the melting of the alloy itself.

The DTA results (Table 1) correspond well with the “COMPUTHERM” calculations. The melting temperature of the pseudo-eutectic in the experimental biodegradable alloy was 571.4 °C, which is 21.9 °C higher than the corresponding temperature for the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy – 549.5 °C. The melting temperature of the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy - 647.1 °C, slightly (by 1.3 °C) exceeded the Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy - 645.8 °C. Thus, to ensure the most complete dissolution of the pseudo-eutectic without overheating and melting, the heating temperature before quenching of the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy was set at $T_{\text{quench}} = 560$ °C.

Table 1 – DTA results

Alloy	Temperatures, °C		
	Heating for quenching	Melting of pseudo-eutectic	Melting of alloy
New Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy	560	571,4	647,1
Standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy	540	549,5	645,8

As being known, increasing the heating temperature before quenching can affect the grain size of magnesium

alloys, causing it to increase [21], which negatively impacts mechanical properties, both strength and plasticity.

To determine the effect of heating temperature before quenching on the grain size of the new alloy, experimental samples in the form of discs with a height of 10 mm and a diameter of 20 mm were subjected to heat treatment according to the T4 regime (quenching, air cooling). To study the dynamics of changes in average grain size and the amount of secondary phase (pseudo-eutectic) in the new alloy, the following heating temperatures before quenching were selected: 400 °C, 450 °C, 500 °C, 540 °C, 560 °C (Fig. 5). The microstructure of the obtained samples was compared with samples of the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy after quenching from 400 °C, 450 °C, 500 °C, and 540 °C (Fig. 6). The 50 °C step is sufficient to detect changes in the microstructure. Temperatures of 540 °C and 560 °C were chosen based on the DTA results (Table 1) and are optimal for heating before quenching for the developed alloy and Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy respectively.

The microstructure of the experimental alloys consisted of solid solution grains, precipitates of undissolved pseudo-eutectic (Mg, Zn)₁₂Nd (dark areas) formed during quenching, and Zn₂Zr₃ intermetallics within the grain body that formed during quenching. At temperatures of 400 °C, 450 °C, 500 °C, precipitates of undissolved pseudo-eutectic were observed in the structures of both alloys (Fig. 5a–c, Fig. 6a–c), and in the structure of the new alloy, they were also observed at 540 °C (Fig. 5d), while at this temperature in the standard alloy, the pseudo-eutectic was almost completely dissolved (Fig. 6d). When quenching the new alloy from 560 °C, the eutectic at the grain boundaries was practically absent (Fig. 5e).

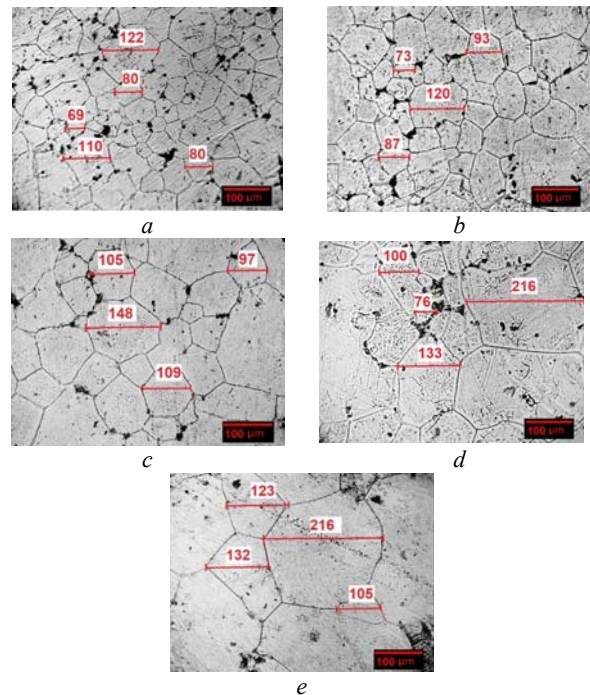


Figure 5. Microstructures of the developed alloy at different quenching temperatures, $\times 350$

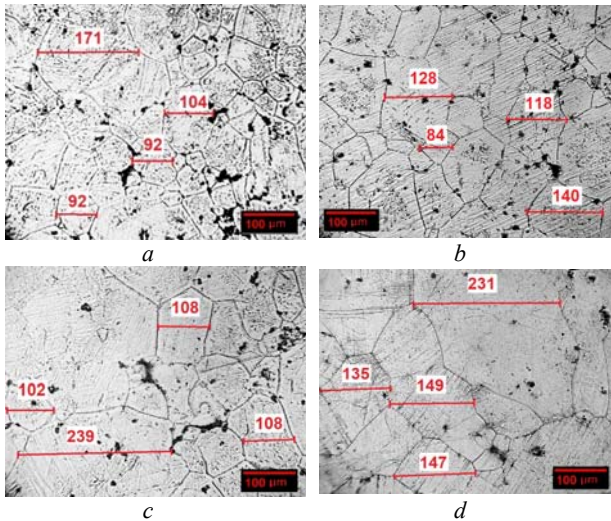


Figure 6. Microstructures of the standard alloy at different quenching temperatures, $\times 350$

Quantitative analysis of the microstructures of the experimental alloys after different quenching regimes (Table 2) showed that the grain size of the developed alloy, at quenching heating temperatures from 400 to 540 °C, was lower compared to the Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy by 5.1–28.8 μm. When increasing the heating temperature before quenching of the experimental biodegradable alloy from 540 °C to 560 °C, the average grain size increased by 15.7 μm. At the same time, at a temperature of 560 °C, the grain size of the experimental biodegradable alloy was lower than the grain size of the Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy at 540 °C by 13.1 μm. Dependencies that most fully describe the change in the average grain size of the alloy with changing heating temperature during quenching were constructed for the experimental biodegradable alloy (1) and the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy (2). The dependencies have the form of exponential regression equations.

Table 2 – Average grain size of experimental alloys at different quenching temperatures

Alloy	Average grain size at a certain heating temperature for quenching, μm				
	400 °C	450 °C	500 °C	540 °C	560 °C
New Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy	96,2	107,4	120	137,9	153,6
Standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy	101,6	112,5	129,9	166,7	-

$$D_{\text{new alloy}} = 30,4 \times e^{0,003 \times T_{\text{quench}}} \pm 4,7, \mu\text{m} \quad (1)$$

$$R = 0,985; R^2 = 0,969; p = 0,95$$

$$D_{\text{STD}} = 24,9 \times e^{0,003 \times T_{\text{quench}}} \pm 9,1, \mu\text{m} \quad (2)$$

$$R = 0,966; R^2 = 0,932; p = 0,95$$

The graphical representation of the dynamics of grain size changes (Fig. 7) shows that at heating temperatures < 500 °C, the rate of grain growth is almost the same. At heating temperatures > 500 °C, the grain of the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy grows more significantly. These results can be explained by the increased modifying ability of Zr, the content of which is significantly higher in the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy, providing a finer initial structure due to an increase in the number of nuclei of new grains, as well as a greater amount of Nd in the solid solution and the formation of a larger number of Zn₂Zr₃ zirconides, which together leads to an increase in the heat resistance of the alloy [22].

The microstructure of the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy after the modified T6 regime—heating to 560 °C, holding for 8 hours, air cooling + aging at 200 °C for 16 hours (Fig. 8a) – exhibited clean, unmelted grain boundaries without noticeable residual pseudo-eutectic precipitates. The structure revealed a significant quantity of spherical clusters of secondary phase particles, composed of Zn₂Zr₃ intermetallics and strengthening β" and β' phases of Mg₃Nd and Mg₇Nd types. The quantity and dispersion of secondary phases were notably higher compared to the alloy structure treated with the standard T6 regime (quenching from 540°C + aging) (Fig. 8b). Concurrently, no significant grain growth was observed relative to the standard regime.

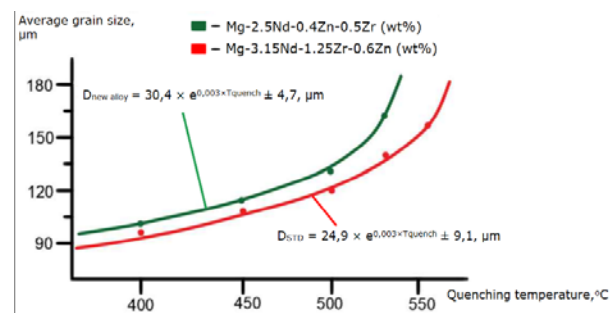


Figure 7. Dynamics of changes in the average grain size of experimental alloys at different heating temperatures for quenching

Following the increase in heating temperature before quenching, the ultimate tensile strength of the new alloy, compared to the standard T6 heat treatment, increased from 265–270 MPa to 276–282 MPa (an average increase of 9.5%), while the elongation increased from 4.5–5% to 5.2–5.8% (an average increase of 13%) (Table 3). Relative to the standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy (Fig. 8c), the property improvements were 18% and 31%, respectively. Thus, despite the slightly larger average grain size of the alloy treated with the new regime, the positive effect of more complete dissolution of the pseudo-eutectic outweighed the negative effect of increased grain size.

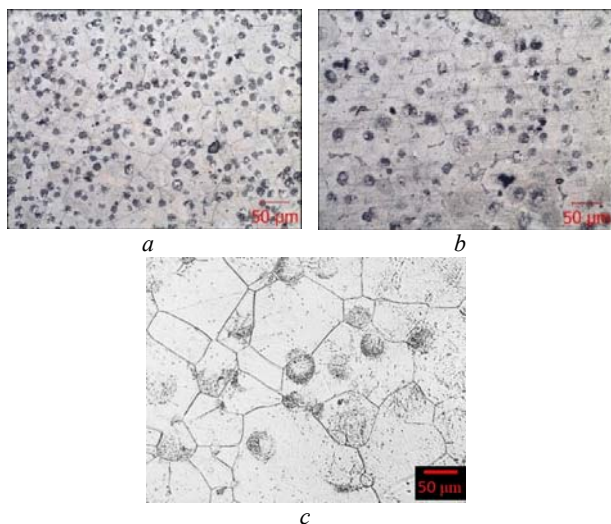


Figure 8. Microstructures of the studied alloys after aging, $\times 200$: developed alloy processed using the new mode (a), developed alloy processed by the standard mode (b), standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy, processed according to the standard mode (c)

Table 3 – Mechanical properties of the studied alloys depending on the heat treatment mode

Alloy	Heat treatment regime	Physical and mechanical properties	
		UTS, MPa	δ , %
Standard Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy	Quenching from 540 °C, aging	235–240	3,0–4,0
New Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy	Quenching from 540 °C, aging	265–270	4,5–5,0
	Quenching from 560 °C, aging	276–282	5,2–5,8

Based on the research results, the following heat treatment regime is recommended for the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy: heating to 560 ± 5 °C, holding for 8 hours followed by air cooling, and aging at 200 ± 5 °C for 16 hours followed by air cooling.

In conclusion, the study of the influence of technological factors on the microstructure and properties of the experimental biodegradable alloy has established their optimal parameters. To explore the possibility of further enhancing the overall property complex of the alloy, it is advisable to conduct industrial trials of the alloy with application of investigated methods.

Conclusions

The present study on the optimization of heat treatment for a new biodegradable Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy has yielded several important findings:

1. Increasing the concentration of chemical elements in the experimental biodegradable alloy leads to an increase in the amount of pseudo-eutectic (Mg, Zn)₁₂Nd pre-

cipitates and insufficient dissolution during homogenization. This issue is addressed by increasing the holding temperature before quenching.

2. Using the “COMPUTHERM” module and differential thermal analysis, the melting temperatures of the pseudo-eutectic and the new alloy were predicted to be 571.4 °C and 647.1 °C, respectively. Based on these data, the optimal heating temperature before quenching for the experimental biodegradable alloy was determined to be $T_{\text{quench}} = 560$ °C.

3. The grain size of the new Mg-3.15Nd-1.25Zr-0.6Zn (wt%) alloy, at quenching temperatures from 400 to 540 °C, was lower compared to the Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy by 5.1–28.8 μm . When increasing the heating temperature before quenching of the experimental biodegradable alloy from 540 °C to 560 °C, the average grain size increased by 15.7 μm . At 560 °C, the grain size of the experimental biodegradable alloy was 13.1 μm smaller than that of the Mg-2.5Nd-0.4Zn-0.5Zr (wt%) alloy at 540 °C. Complete dissolution of the pseudo-eutectic in the microstructure of the experimental biodegradable alloy was observed only at a holding temperature of 560 °C.

4. For the experimental biodegradable alloy, the following heat treatment regime is recommended: heating to 560 ± 5 °C, holding for 8 hours followed by air cooling, and aging at 200 ± 5 °C for 16 hours followed by air cooling. This regime ensures a high complex of mechanical properties for the alloy when cast in a sand mold: ultimate tensile strength UTS = 276–282 MPa, elongation $\delta = 5.2$ –5.8%. Compared to the previous heat treatment regime, the alloy's ultimate tensile strength increased by 6–17 MPa, and the relative elongation increased by 0.2–1.3%.

References

- Shalomeev, V.A., Tsyvirko, E.I., Aikin, M.D., Chorny, V.V. (2017). Perspektivy vykorystannya biorozchynnykh mahniyevykh splaviv dlya osteosyntezy [Prospects for using biodegradable magnesium alloys for osteosynthesis]. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, 1, 39–44.
- Aikin, M.D., Shalomeev, V.A., Tsyvirko, E.I. (2019). Biorozchynny lyvarnyy splav medychnoho pryznachennya na osnovi mahniyu [Biodegradable cast magnesium-based alloy for medical purposes]. Metaloznavstvo ta obrobka metaliv, 25(92), 38–46.
- Shalomeev, V.A., Tsyvirko, E.I., Aikin, N.D. (2019). High-quality magnesium-based alloys with improved properties for engineering. Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 1, 56–61.
- DSTU EN 1753:2022 (EN 1753:2019, IDT). (2022). Mahniy ta mahniyevi splavy. Zlyvky ta vylyvky iz mahniyevykh splaviv [Magnesium and magnesium alloys. Magnesium alloy ingots and castings]. Kyiv: DP “UkrNDNTS”.
- DSTU ISO 16220:2008. (2013). Mahniy i mahniyevi splavy. Zlyvky ta vylyvky z mahniyevykh splaviv. Tekhnichni umovy [Magnesium and magnesium alloys. Magnesium alloy ingots and castings. Specifications] (ISO 16220:2005, IDT). Kyiv: Derzhspozhyvstandart Ukrainy.

6. Wu, D., Ma, Y.Q., Chen, R.S., Ke, W. (2014). Effect of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of the sand-cast Mg-2.7Nd-0.6Zn-0.5Zr alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2, 20–26.
7. Waizy, H., Diekmann, J., et al. (2014). In vivo study of a biodegradable orthopedic screw (MgYREZr-alloy) in a rabbit model for up to 12 months. *Journal of Biomaterials Applications*, 28(5), 667-675.
8. Feyerabend, F., Fischer, J., et al. (2010). Evaluation of short-term effects of rare earth and other elements used in magnesium alloys on primary cells and cell lines. *Acta Biomaterialia*, 6, 1834–1842.
9. Zhang, X., Yuan, G., et al. (2012). Effects of extrusion and heat treatment on the mechanical properties and biocorrosion behaviors of a Mg-Zn-Zr alloy. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 7, 77–86.
10. Marukawa, E., Tamai, M., et al. (2015). Comparison of magnesium alloys and poly-L-lactide screws as degradable implants in a canine fracture model. *Journal of Biomedical Materials Research B: Applied Biomaterials*, 1–8.
11. Zheng, X., Luo, P., Dong, J., Wang, S. (2019). The effect of casting speed on microstructure, microsegregation, and mechanical properties of high-strength Mg-Nd-Zn-Zr alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1–9. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-3878-0>
12. Liu, S.J., Yang, G.Y., Luo, S.F., Jie, W.Q. (2015). Microstructure evolution during heat treatment and mechanical properties of Mg-2.49Nd-1.82Gd-0.19Zn-0.4Zr cast alloy. *Materials Characterization*, 107, 334–342.
13. Fu, P.H., Peng, L.M., Jiang, H.Y., Ma, L., Zhai, C.Q. (2008). Chemical composition optimization of gravity cast Mg-yNd-xZn-Zr alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 496(1-2), 177–188.
14. Jie, W., Qudong, W., Bing, Y., Haiyan, J., Wenjiang, D. (2019). Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical property of vacuum die-casting NZ30K Mg-alloy. *Chinese Journal of Materials Research*, 33(1), 1–8.
15. Shi, W., Ma, Y. (2013). Microstructure of ZM6 magnesium alloy with different Nd content. *Rare Metals*, 32(3), 234–240.
16. Penghuai, F., Liming, P., Haiyan, J., Jianwei, C., Chunquan, Z. (2008). Effects of heat treatments on the microstructures and mechanical properties of Mg-3Nd-0.2Zn-0.4Zr (wt. %) alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 486, 183–192.
17. Zhu, S., Eastom, M.A., Abbot, T.B., Gibson, M.A., Nie, J. (2016). The influence of individual rare earth elements (La, Ce, of Nd) on creep resistance of die-cast magnesium alloy AE44. *Advanced Engineering Materials*, 18(6), 932–937.
18. Li, J., Chen, R., Ma, Y., Ke, W. (2013). Effect of Zr modification on solidification behavior and mechanical properties of Mg-Y-Re (WE54) alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 1, 346–351.
19. DSTU ISO 6892-1:2019 (ISO 6892-1:2016, IDT). (2019). *Metalevi materialy. Vyprovuvannya na roztyah. Chastyna 1. Metod vyprovuvannya za kimnatnoyi temperaturoy [Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature]*. Kyiv: DP “UkrNDNTS”.
20. DSTU 8972:2019. (2021). *Stali ta splavy. Metody vyyavlennya ta vyznachennya velychyny zerna [Steels and alloys. Methods for detecting and determining grain size]*. Kyiv: DP “UkrNDNTS”.
21. Avedesian, M., & Baker, H. (Eds.). (1999). *ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys*. Materials Park, OH: ASM International.
22. Wu, D., Chen, R.S., Ke, W. (2014). Microstructure and mechanical properties of a sand-cast Mg-Nd-Zn alloy. *Materials and Design*, 58, 324–331.

Одержано 12.09.2014

ОПТИМІЗАЦІЯ РЕЖИМУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НОВОГО БІОДЕГРАДУЮЧОГО СПЛАВУ Mg-Zr-Nd З ПІДВИЩЕНИМИ МЕХАНІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Айкін М. Д.

Старший викладач кафедри фізичного матеріалознавства, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: fitone14@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9513-2804

Шаломєєв В. А.

Д-р техн. наук, професор, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6091-837X

Мета. Розробити раціональний режим термічної обробки нового біодеградуючого магнієвого сплаву системи Mg-Zr-Nd для забезпечення підвищених механічних властивостей протягом всього періоду обробки.

Методи дослідження. Диференціально-термічний аналіз (ДТА) використовувався для визначення температур фазових перетворень. Аналіз мікроструктури проводився за допомогою оптичної мікроскопії («Neophot 32» та «OLYMPUS IX 70») та скануючої електронної мікроскопії з енергодисперсійною рентгенівською спектроскопією (SEMI PEM-106I). Механічні властивості визначалися на випробувальній машині INSTRON 2801. Вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та властивості вивчався за допомогою програмного забезпечення ProCAST. Термічна обробка проводилася в шахтній печі типу Bellevue та печі ПАП-4М. Рентгенівський аналіз використовувався для виявлення внутрішніх дефектів у зразках.

Результати. Розроблено новий режим термічної обробки для біодеградуєчого сплаву Mg-3,15Nd-1,25Zr-0,6Zn (мас.%). За допомогою диференціально-термічного аналізу та дослідження мікроструктури при різних температурах гартування встановлено оптимальну температуру гартування 560°C. Розраховано емпіричні залежності, що описують вплив параметрів термічної обробки на мікроструктуру сплаву. Новий режим термічної обробки (гартування від 560°C протягом 8 годин, охолодження на повітрі + старіння при 200°C протягом 16 годин) призвів до покращення механічних властивостей ($\sigma_B = 276\text{--}282$ МПа, $\delta = 5,2\text{--}5,8\%$) порівняно зі стандартним режимом Т6.

Наукова новизна. Вперше проведено комплексне дослідження впливу параметрів термічної обробки на структуру та властивості нового сплаву Mg-3,15Nd-1,25Zr-0,6Zn (мас.%) з підвищеним вмістом легуючих елементів. Встановлено нові залежності, що описують вплив температури гартування на розмір зерна сплаву.

Практична цінність. Розроблено новий режим термічної обробки біодеградуєчого магнієвого сплаву, який забезпечує повне розчинення псевдоевтектичної фази та формування зміцнюючих фаз, що призводить до покращення механічних властивостей порівняно зі стандартним сплавом Mg-2,5Nd-0,4Zn-0,5Zr (мас.%) та стандартним режимом Т6.

Ключові слова: біодеградуєчий магнієвий сплав, система Mg-Zr-Nd, термічна обробка, температура гартування, механічні властивості, мікроструктура, псевдоевтектична фаза.

Список літератури

1. Перспективи використання біорозчинних магнієвих сплавів для остеосинтезу [Текст] / В. А. Шаломєєв, Е. І. Цивірко, М. Д. Айкін, В. В. Чорний // Металознавство та обробка металів. – 2017. – № 1. – С. 39–44.
2. Айкін М. Д. Біорозчинний ливарний сплав медичного призначення на основі магнію [Текст] / М. Д. Айкін, В. А. Шаломєєв, Е. І. Цивірко // Металознавство та обробка металів. – 2019. – Т. 25 (92). – С. 38–46.
3. Shalomeev V.A. High-quality magnesium-based alloys with improved properties for engineering [Text] / V.A. Shalomeev, E.I. Tsivirko, N.D. Aikin // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. – 2019. – No 1. – P. 56–61.
4. ДСТУ EN 1753:2022. Магній та магнієві сплави. Зливки та виливки із магнієвих сплавів [Текст] [Чинний від 31.12.2023]. – К. : ДП «УкрНДНЦ», 2022.
5. ДСТУ ISO 16220:2008. Магній і магнієві сплави. Зливки та виливки з магнієвих сплавів. Технічні умови [Текст] [Чинний від 31.12.2023]. – К. : Держспоживстандарт України, 2013.
6. Wu D. Effect of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of the sand-cast Mg-2.7Nd-0.6Zn-0.5Zr alloy [Text] / D. Wu, Y.Q. Ma, R.S. Chen, W. Ke // Journal of Magnesium and Alloys. – 2014. – No 2. – P. 20–26.
7. Waizy H. In vivo study of a biodegradable orthopedic screw (MgYREZr-alloy) in a rabbit model for up to 12 months [Text] / H. Waizy, J. Diekmann [et. al.] // Journal of Biomaterials Applications. – 2014. – No 28 (5). – P. 667–675.
8. Feyerabend F. Evaluation of short-term effects of rare earth and other elements used in magnesium alloys on primary cells and cell lines [Text] / F. Feyerabend, J. Fischer [et. al.] // Acta Biomaterialia. – 2010. – No 6. – P. 1834–1842.
9. Effects of extrusion and heat treatment on the mechanical properties and biocorrosion behaviors of a Mg-Zn-Zn-Zr alloy [Text] / X. Zhang, G. Yuan [et. al.] // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2012. – No 7. – P. 77–86.
10. Comparison of magnesium alloys and poly-L-lactide screws as degradable implants in a canine fracture model [Text] / E. Marukawa, M. Tamai [et. al.] // Journal of Biomedical Materials Research B: Applied Biomaterials. – 2015. – P. 1–8.
11. The effect of casting speed on microstructure, microsegregation, and mechanical properties of high-strength Mg-Nd-Zn-Zr alloy [Text] / X. Zheng, P. Luo, J. Dong, S. Wang // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2019. – P. 1–9.
12. Microstructure evolution during heat treatment and mechanical properties of Mg-2.49Nd-1.82Gd-0.19Zn-0.4Zr cast alloy [Text] / S.J. Liu, G.Y. Yang, S.F. Luo, W.Q. Jie // Materials Characterization. – 2015. – No 107. – P. 334–342.
13. Chemical composition optimization of gravity cast Mg-yNd-xZn-Zr alloy [Text] / P.H. Fu, L.M. Peng, H.Y. Jiang, L. Ma, C.Q. Zhai // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – No 496 (1–2). – P. 177–188.
14. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical property of vacuum die-casting NZ30K Mg-alloy [Text] / W. Jie, W. Qudong, Y. Bing, J. Haiyan, D. Wenjiang // Chinese Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 33, No 1. – P. 1–8.
15. Shi W. Microstructure of ZM6 magnesium alloy with different Nd content [Text] / W. Shi, Y. Ma // Rare Met. – 2013. – No 32(3). – P. 234–240.
16. Penghuai F. Effects of heat treatments on the microstructures and mechanical properties of Mg-3Nd-0.2Zn-0.4Zr (wt. %) alloy [Text] / F. Penghuai, P. Liming, J. Haiyan, C. Jianwei, Z. Chunquan // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – No 486. – P. 183–192.
17. The influence of individual rare earth elements (La, Ce, of Nd) on creep resistance of die-cast magnesium alloy AE44 [Text] / S. Zhu, M.A. Eastom, T.B. Abbot et. al. // Advanced engineering materials. – 2016. – Vol. 18, No 6. – P. 932–937.
18. Effect of Zr modification on solidification behavior and mechanical properties of Mg-Y-Re (WE54) alloy [Text] / J. Li, R. Chen, Y. Ma, W. Ke // Journal of magnesium and alloys. – 2013. – No 1. – P. 346–351.
19. ДСТУ ISO 6892-1:2019. Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури [Текст] [Чинний від 10.05.2019]. – К. : ДП «УкрНДНЦ», 2019.
20. ДСТУ 8972:2019. Сталі та сплави. Методи виявлення та визначення величини зерна [Текст] [Чинний від 01.01.2021]. – К. : ДП «УкрНДНЦ», 2019.
21. Avedesian M. ASM Specialty Handbook : Magnesium and Magnesium Alloys [Text] / M. Avedesian, H. Baker. – Materials Park, OH: ASM International, 1999. – 350 p.
22. Wu D. Microstructure and mechanical properties of a sand-cast Mg-Nd-Zn alloy [Text] / D. Wu, R.S. Chen, W. Ke // Materials and Design. – 2014. – No 58. – P. 324–331.

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 62-9

Тумарченко Л. О. аспірантка кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна e-mail: hurina97@gmail.com, ORCID: 0000-0001-7973-7475

Вишнепольський Є. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: evishnepolskiy@gmail.com, ORCID: 0000-0002-8048-7976

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ДЕТАЛЕЙ З NYLON ОТРИМАНИХ МОДЕЛЮВАННЯМ МЕТОДОМ НАПЛАВЛЕННЯ

Мета роботи. Комплексне дослідження впливу режимних параметрів процесу Моделювання Методом Наплавлення - Fused Deposition Modeling (FDM) на шорсткість поверхонь деталей.

Методи дослідження. Зразки для дослідження друкували методом FDM на 3D-принтері моделі Profi+. Використовували програмне забезпечення для нарізки CAD-моделі на шари та підготовки G-коду – Slic3rPE. Зразки друкували філаментом Nylon від компанії Plexiwire. Просушування матеріалу безпосередньо перед друком проводили у електронній печі «ЕЛЕКТРОТЕРМ». Для визначення шорсткості зразків використовували профілометр 171621. Для статистичної обробки результатів використали програмний комплекс STATISTICA

Отримані результати. Досліджено вплив режимних параметрів друку FDM на шорсткість поверхонь деталей. Встановлено, що на шорсткість поверхні найбільше впливають одночасно декілька параметрів: швидкість друку, температура платформи, висота шару, щільність заповнення, екструзійний множник, кількість стінок, кількість суцільних верхніх та нижніх шарів, схема заповнення та температура екструзії.

Наукова новизна. Визначено раціональне поєднання режимних параметрів, при яких досягається мінімальна шорсткість поверхні. Таким чином було встановлено, що мінімальній шорсткості у досліджуваному діапазоні можна досягти при наступних режимних параметрах: схема заповнення – прямолінійна, густина заповнення 25 %, екструзійний множник 0,9, температура екструдера 265 °C, швидкість друку 40 мм/с, висота шару 0,15 мм, кількість суцільних стінок 2, температури платформи 100 °C. При збільшенні температури платформи і швидкості друку значення шорсткості буде збільшуватись, також до цього призводить збільшення висоти шару і щільності заповнення. Підвищення значення екструзійного множника та зменшення температури екструдера – має негативний вплив на шорсткість поверхні. Інші досліджувані параметри не мали статистично значущого впливу на шорсткість поверхні.

Практична цінність. Результати дослідження дозволяють прогнозувати та підвищувати якість деталей з нейлону, виготовлених методом FDM, за рахунок встановлення раціональних режимів процесу.

Ключові слова: Моделювання Методом Наплавлення, шорсткість поверхні, режимні параметри, нейлон, дисперсійний аналіз, якість поверхні.

Вступ

За останнє десятиліття адитивні технології поступово еволюціонували від технологій створення прототипів до альтернативи субтрактивному виробництву. Адитивні технології (АТ) отримали значну увагу в академічній та промисловій сферах, оскільки вони забезпечують можливість виготовляти деталі зі складною структурою без використання дорогих інструментів [1]. Зокрема, завдяки швидкості, простоті використання, легкості та економічній вигоді, моделювання методом наплавлення (FDM) стало найпоширенішим

методом 3D-друку для термопластичних матеріалів [2, 3].

З ростом технологій 3D-друку для виробництва полімерних деталей виникає проблема вибору між литтям під тиском і 3D-друком. Проте існують параметри, які можуть спростити цей вибір, такі як механічні властивості, кількість деталей, геометрична складність, розмірна точність, вартість і шорсткість поверхні. Деталі отримані литтям зазвичай мають вищі механічні властивості та ізотропність, і через дорожнечу обладнання, вони частіше використовуються для високих обсягів [4]. З іншого боку, виробництво деталей зі

складною геометрією та невеликими розмірами за низькою ціною можливе тільки завдяки 3D-друку. Метод FDM є простою технологією, нитка екструджується через друкуючу головку та наноситься шар за шаром на будівельну платформу, формуючи об'єкт [5, 6]. Лиття під тиском, як метод виробництва полімерів, має свої обмеження, такі як обмеження конструкції деталей, висока початкова вартість обладнання та складність процесу [7].

Зазвичай для FDM використовують нитки з термопластичних полімерів, таких як ABS, PLA, PC і інші [5]. Є багатий вибір полімерів, але інженерні матеріали для FDM все ще обмежені, мають високу вартість та недостатню досліджену властивість, що ускладнює їх використання для виробництва. Поліамід (PA або нейлон) є одним з найважливіших класів інженерних термопластичних полімерів з чудовими характеристиками. Проте, дослідження показали, що вироби з чистого ПА, виготовлені методом FDM, мають серйозні деформації та нестабільність. Причина цього полягає у накопиченні напруги усадки, що виникає під час кристалізації полімерів [8]. Для запобігання викривленню важливо перешкоджати регулярному розташуванню молекулярних ланцюгів і послаблювати їх здатність до кристалізації [9, 10]. Якість 3D-друківаних деталей може бути налаштована за допомогою параметрів друку.

Використання нових матеріалів з відповідними властивостями сприяє пошуку раціональних параметрів друку методом FDM. Хоча в галузі FDM було проведено багато досліджень, нейлон досі не отримав належної уваги. Завдяки своїм унікальним властивостям він може знайти широке застосування в промисловості [11]. Попередньо нейлон використовувався переважно у текстильній промисловості, але зараз його властивості дозволяють його використовувати у виробництві деталей для автомобільної промисловості, таких як шестерні, підшипники та ін., оскільки він має самозмащувальні властивості, високу стійкість до зношування та термічну міцність. Крім того, нейлон легший за сталь на 15 % і алюміній на 40 % [4].

Аналіз досліджень та публікацій

Останні дослідження полімерних матеріалів, таких як ABS, PLA, виготовлених за допомогою FDM, розширили можливості їх застосування. Проте зміна параметрів друку для отримання бажаних властивостей продовжує залишатися об'єктом досліджень. Додатково, продукти, створені за допомогою FDM, часто мають недостатню міцність та адгезію через порожечі, викликані неповною дифузією між шарами, що вимагає подальших досліджень для знаходження оптимальних параметрів.

Деякі дослідження було спрямовано на вивчення впливу параметрів процесу на результати друку FDM для нейлону. Li et al. досліджували властивості ПА 12, зокрема його реологічні характеристики, якість зчеплення та механічні властивості в контексті застосування у FDM [12]. Вони виявили, що при підвищенні

температури екструзії в'язкість розплавленого ПА 12 зменшується, що сприяє покращенню якості зчеплення. Це призвело до отримання практично щільних деталей ПА 12 з міцністю на розрив до 58,88 МПа. Liao et al. розробили композитні нитки вуглецеве волокно/ПА 12, що дозволило досягти межі міцності на розрив до 93,8 МПа [1].

В роботі Vishwas M. прийшли до висновку що кут орієнтації та товщина оболонки є параметрами процесу, які найбільше впливають на механічні властивості ABS та нейлону [13]. У випадку нейлону межа міцності на розрив є максимальною для товщини шару 0,1 мм, кута орієнтації 300° і товщини оболонки 1,2 мм. Для точності розмірів товщина шару 0,3 мм, кут орієнтації 150° і товщина оболонки 0,4 мм.

У дослідженні [4] зразок нейлону 12 використовувався для проведення випробувань на розтягування з метою вивчення впливу різних факторів, таких як відсоток заповнення, товщина шару, кількість контурів та їх взаємодія, на механічні властивості, час виготовлення та вагу деталі за допомогою методу планування експерименту (DOE). Аналіз показав, що товщина шару та кількість контурів значно впливають на час виготовлення. Кількість контурів та щільність заповнення також мають великий вплив на механічні властивості та час виготовлення. Збільшення кількості контурів призводить до підвищення ваги деталі та покращення механічних властивостей, але одночасно збільшує час виробництва. Експериментальні результати показали, що максимальні значення навантаження на розрив (533 Н) і подовження (595,5 %) отримані при товщині шару від 0,2 до 0,3 мм. Зменшення товщини шару при тій самій швидкості друку призвело до збільшення швидкості охолодження, що значно підвищило міцність та зменшило подовження. Товщина шару також впливала на час друку.

У дослідженні [14] автори проводили оцінку точності розмірів і якості поверхні нового поліаміду 6 і композиту PA6, який містить 10 % наповнювача, з урахуванням зміни швидкостей і температур під час друку. Встановили, що температура, швидкість і вміст наповнювача суттєво впливають на їх реологічні характеристики. Чистий PA6 виявився оптимальним за умови нижчої температури ($T = 240\text{ }^{\circ}\text{C}$) і вищої швидкості друку (80 мм/с). З іншого боку, PA6 з 10 % наповнювача найкраще відображає якість при температурі 240°C і швидкості 60–80 мм/с.

Lay et al. проводили дослідження для порівняння фізичних і механічних характеристик PLA, ABS і нейлону 6, виготовлених за допомогою FDM та лиття під тиском [15]. Одним із суттєвих висновків цього дослідження було те, що кристалічність зразків PLA та нейлону 6, надрукованих FDM, зросла порівняно зі зразками лиття під тиском. Була виявлено, що міцність на розрив, модуль Юнга, відносне подовження при розриві та ударна міцність для зразка, виготовленого за допомогою FDM, нижчі порівняно зі зразками, виготовленими під тиском, але відсоткова різниця модуля Юнга нейлону 6, надрукованого FDM, становила лише

14%, що було найнижчим показником порівняно з іншими термопластами. Результати цього дослідження показали, що нейлон 6, виготовлений за допомогою FDM, має меншу відсоткову різницю фізичних і механічних властивостей, ніж PLA і ABS, порівняно зі зразками, виготовленими під тиском.

М Ramesh et al. досліджували тривимірний друк нейлонових компонентів [16]. Щільність заповнення мала найвищий коефіцієнт внеску, який впливає на механічні характеристики нейлонового матеріалу під час процесу 3D- друк. Висота шару 0,1 мм вплинула на механічні характеристики, такі як міцність на розтяг, удар і міцність на вигин, але твердість за Шором D була збільшена при 0,3 мм. Було встановлено, що відповідне середнє значення для оптимальних умов становить 43,25 МПа, що знаходиться в межах прогнозованого діапазону. Аналогічно для решти випробувань на вигин, удар і твердість значення, отримані від оптимального параметра, також були в межах прогнозованого діапазону.

Мета роботи

При виборі параметрів процесу FDM необхідно використовувати їх раціональне поєднання, визначення якого залежить від типу та галузі кінцевого використання деталі. Більшість досліджень були направлені на встановлення впливу параметрів на механічні властивості деталей з нейлону, тоді як дослідження шорсткості деталей досить обмежені. Тому, метою дослідження є визначення залежностей параметрів процесу та їх поєднання на шорсткість отриманих деталей з нейлону.

Матеріал і методика досліджень

У дослідженні використовували матеріал - Plexiwire NYLON Filament \varnothing 1,75 ISO1133-1:2011.

Нейлон можна назвати самим гігроскопічним матеріалом з усіх, що масово застосовуються в 3D- друку. Він швидше і активніше за інші матеріали поглинає вологу з повітря. Тому його потрібно зберігати в герметичних пакетах, обов'язково просувати безпосередньо перед друком, і періодично сушити в процесі зберігання, щоб вологи не накопичилося занадто багато. Просушування робили у електропечі «ЕЛЕКТРО-ТЕРМ» 220В з максимальною температурою 250 °С. На сайті виробника «Plexiwire» [17] було рекомендовано просувати матеріал при температурі 80 °С впродовж трьох годин.

При друці нейлоном потрібно забезпечити надійну фіксацію першого шару, для цього, як допоміжний матеріал, використовували: MonoFilament ELASTAN D100 \varnothing 1,75. Рекомендується використовувати закриті камери 3D- принтера і виключити обдув, щоб знизити усадку виробу.

У таблиці 1 надані механічні характеристики матеріалу [17].

Таблиця 1 – Властивості Nylon Plexiwire [17]

Властивості	Nylon Plexiwire
Густина, г/см ³	1,20
Температура експлуатації, °С	-30- +120
Модуль пружності при розтягу, МПа	2700
Модуль пружності при згині, МПа	2600
Міцність на розтяг, МПа	78
Відносне подовження при розриві, %	75
Водопоглинання, % 24ч/23 °С, %	3

Зразки дослідження друкували методом FDM на 3D-принтері моделі Profi+. Використовували програмне забезпечення для нарізки CAD-моделі та підготовки G-коду Slic3rPE. Розмір робочої зони 3 D- принтера складав 250 × 250 × 200 мм. Система подачі – боуден; тип екструдера – одинарний; розмір сопла – 0,4 мм; максимальна температура екструдера – 280 °С; максимальна температура столу – 120 °С; максимальна швидкість друку – 100 мм/с. Для проведення досліджень обрано деталь, ескіз якої, показано на рис. 1.

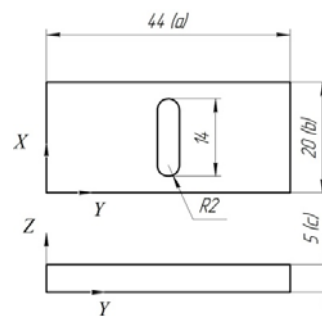


Рисунок 1. Ескіз зразка

На рис. 2 показано схеми заповнення філаментом профілю, які використовувалися в цьому дослідженні. Для визначення шорсткості зразків використовували профілометр 171621. Шорсткість вимірювали в залежності від схеми заповнення зразку, через те що при друці утворювалось наплавлення матеріалу на зразках, було прийнято робити виміри уздовж лінії наплавлення.

Для статистичної обробки результатів використали програмний комплекс STATISTICA.

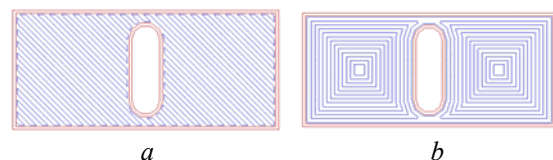


Рисунок 2. Візуалізація прямолінійної (a) та концентричної (b) схеми заповнення

Результати досліджень та обговорення

Метою дослідження є визначення впливу на шорсткість поверхні зразка одночасно великої кількості режимних параметрів, які як передбачається будуть мати вагомий вплив на результат.

Для визначення впливу режимних параметрів процесу FDM на шорсткість одержуваних деталей було розроблено план експерименту. Для кожного параметра процесу використовувалися два рівні варіювання (табл. 2). Для мінімізації загальної кількості експериментів обраний дробний факторний експеримент 2^{10-5} . Як функції відгуку обрана залежна змінна: шорсткість (табл.3).

Після друку зразків відповідно до плану експерименту, виміряна значення функцій відгуку (шорсткість поверхні) по кожному зразку. Їх значення показані в табл. 3.

Таблиця 2 – Вибрані параметри процесу та їх рівні

Параметр процесу FDM	Рівні варіювання		
	-1	+1	
1	Висота шару, мм	0,15	0,3
2	Швидкість друку, мм/с	40	80
3	Щільність заповнення, %	25	100
4	Схема заповнення	прямо-лінійна	концентрична
5	Температура платформи, °C	100	120
6	Ширина укладення нитки, мм	0,49	0,52
7	Кількість стінок	2	4
8	Кількість суцільних верхніх та нижніх шарів	2	4
9	Температура екструзії, °C	255	265
10	Екструзійний множник	0,9	1,1

Таблиця 3 – Отримані значення функцій відгуку

№	Ra, мкм	№	Ra, мкм
1	1,56	17	0,36
2	5,01	18	9,54
3	5,24	19	6,68
4	1,03	20	5,42
5	1,40	21	8,68
6	9,69	22	5,34
7	0,66	23	9,07
8	9,65	24	8,87
9	4,95	25	7,76
10	3,93	26	6,77
11	9,54	27	7,11
12	5,20	28	9,15
13	8,32	29	-
14	8,56	30	-
15	8,64	31	-
16	7,26	32	-

Для визначення ступеня статистично обґрунтованого впливу режимних параметрів на формування функції відгуку проведено дисперсійний аналіз (табл. 4). Для зображення ранжування чинників за їх відносним впливом та важливістю виконано аналіз за допомогою діаграми Pareto (рис. 3).

За даними дисперсійного аналізу та діаграми Парето (рис. 3) встановлено, що на шорсткість поверхні статистично значимий вплив має взаємодія таких параметрів «2by7» (швидкість друку та температура платформи), «1by4» (висота шару та щільність заповнення), «1by2» (висота шару та швидкість друку), «1by5» (висота шару та екструзійний множник), «5by9» (екструзійний множник та кількість стінок) та «1by10» (висота шару та кількість суцільних стінок). Також діаграма Парето вказує на те, що для формування шорсткості деталі статистично значущими є ефекти від щільності заповнення, схеми заповнення, екструзійного множника та температури екструзії.

Таблиця 4 – Результати дисперсійного аналізу

Фактори та їх поєднання	Сума квадратів (SS)	Критерій Фішера (F)	Рівень значимості (p-значення)
(3) схема заповнення	36,54	23,96	0,00
(4) щільність заповнення	40,67	26,66	0,00
(5) екструзійний множник	31,42	20,60	0,00
(6) температура екструзії	28,61	18,75	0,00
1 by 2	17,66	11,58	0,00
1 by 4	47,58	31,19	0,00
1 by 5	11,95	7,83	0,01
1 by 10	10,23	6,71	0,01
2 by 7	67,73	44,40	0,00
5 by 9	10,70	7,01	0,01
Помилка	25,93		
Загальна SS	244,95		

Примітка: жирним виділені статистично значимі величини.

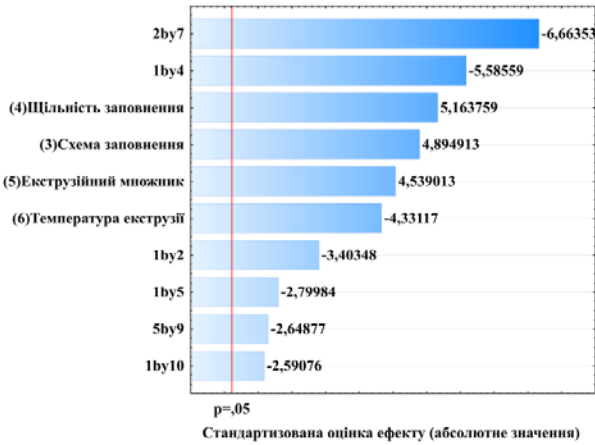


Рисунок 3. Діаграма Парето

Статистична обробка даних виконується на основі заданої математичної моделі, оцінка її якості виконується побудовою графіку передбачуваних та спостережуваних значень для функції відгуку (рис. 4). Оскільки точки на графіку розташовуються поряд з лінією, то можна зробити висновок що використана модель з точки зору статистичної обробки вірно описує вплив досліджуваних факторів на функцію відгуку та її можна використовувати для прогнозування впливу параметрів друку на шорсткість моделі з нейлону, отриманих FDM.

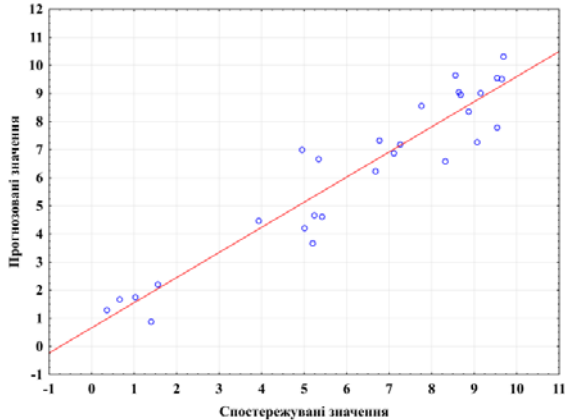


Рисунок 4. Відповідність прогнозованих значень спостережуваним значенням

На основі даних експериментальних досліджень та їх статистичної обробки побудовані графічні залежності, які показують вплив режимних параметрів FDM на формування шорсткості поверхні зразків (рис. 5–14).

На рис. 5, 6 показано вплив схеми заповнення та екструзійного множника на шорсткість поверхні. Збільшення значення екструзійного множника та концентрична схема заповнення призводить до погіршення параметра шорсткості. Оптимальними для даного матеріалу є значення екструзійного множника, яка дорівнює 0,9 та прямолінійної схеми. Ці значення дозволяють отримати найнижчий показник шорсткості поверхні зразків.

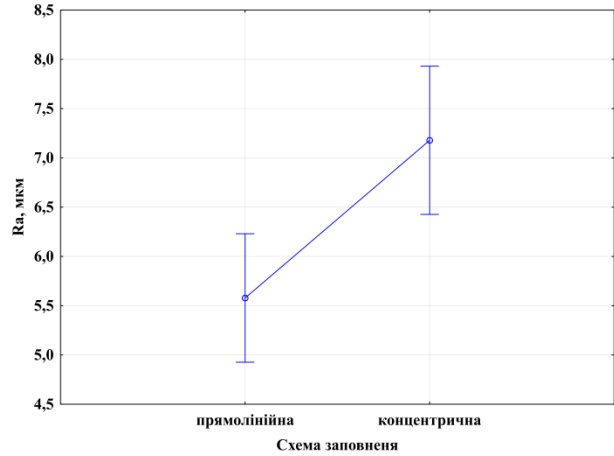


Рисунок 5. Залежність шорсткості поверхні від схеми заповнення

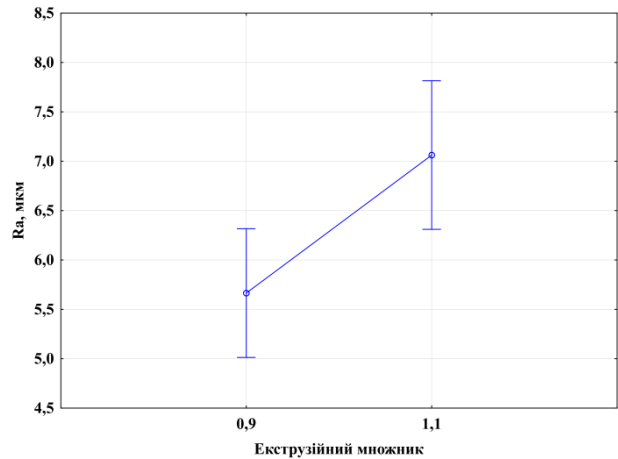


Рисунок 6. Залежність шорсткості поверхні від екструзійного множника

На рис. 7 та 8 показано вплив на формування шорсткості поверхні факторів: температура екструзії та щільність заповнення. Встановлено, що зі збільшенням щільності заповнення значення шорсткості поверхні збільшувалось. Отримано, що для матеріалу – нейлон оптимальною температурою екструзії була 265 °С, що дозволяє отримати нижчу шорсткість поверхні.

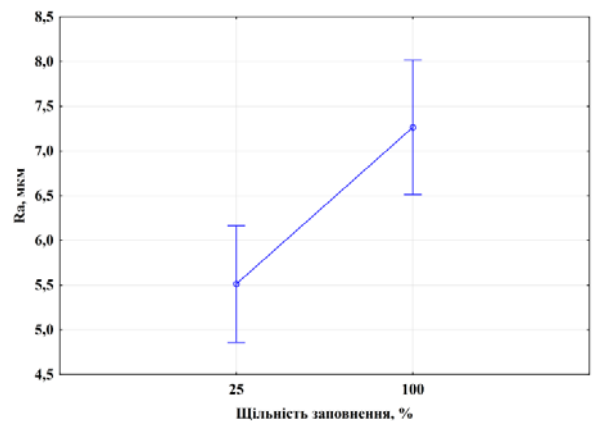


Рисунок 7. Залежність шорсткості поверхні від щільності заповнення

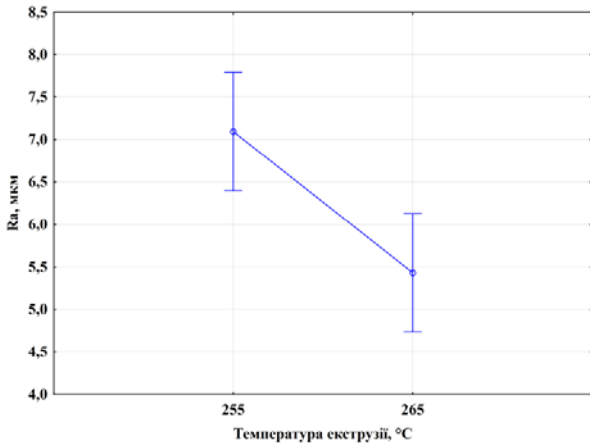


Рисунок 8. Залежність шорсткості поверхні від температури екструзії

Визначено вплив на формування шорсткості поверхні поєднання висоти шару і щільності заповнення (рис. 9) та екструзійного множника і висоти шару (рис. 10).

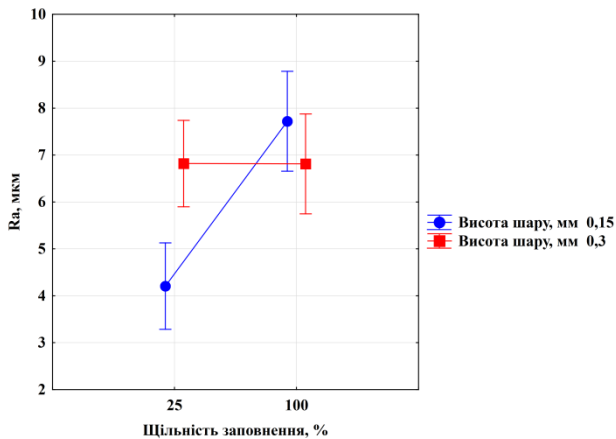


Рисунок 9. Залежність шорсткості поверхні від щільності заповнення та висоти шару

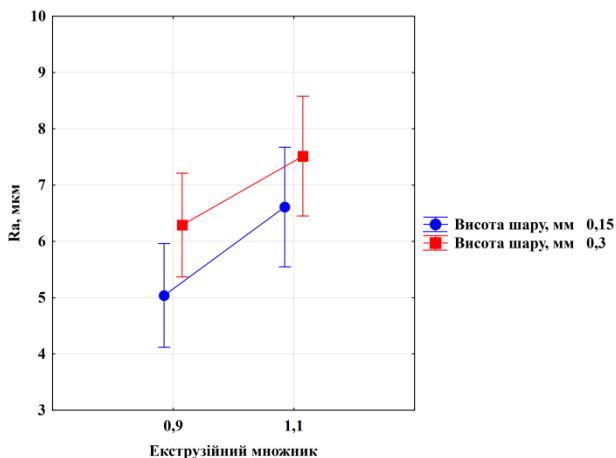


Рисунок 10. Залежність шорсткості поверхні від екструзійного множника та висоти шару

Взаємозв'язок щільності заповнення та висоти шару має не однозначний характер. Так при висоті шару 0,15 мм підвищення щільності заповнення призводить до збільшення шорсткості поверхні, а при висоті шару 0,3 мм зміна значення щільності заповнення не впливає на шорсткість поверхні (рис. 9).

Встановлено, що при висоті шару 0,15 мм збільшення екструзійного множника призводить до погіршення якості поверхні і підвищення шорсткості. Для висоти 0,3 мм ця тенденція зберігається, але значення шорсткості вище (рис. 10).

Досліджено характер впливу на формування шорсткості поверхні поєднання від кількості суцільних верхніх і нижніх шарів, висоти шару, екструзійного множника, кількості стінок, швидкості друку, температури платформи (рис. 11–14).

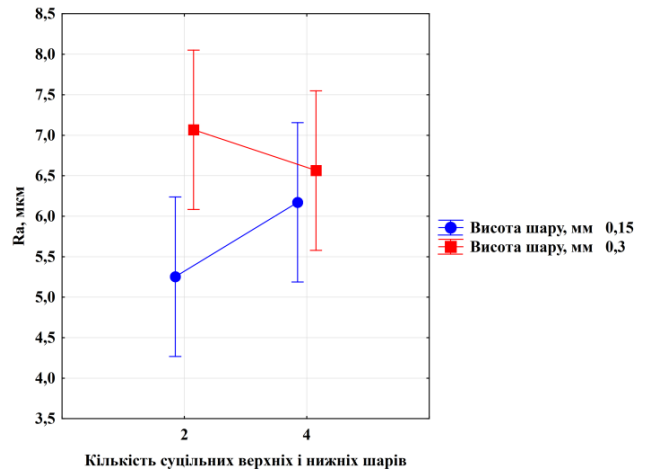


Рисунок 11. Залежність шорсткості поверхні від кількості суцільних верхніх і нижніх шарів та висоти шару

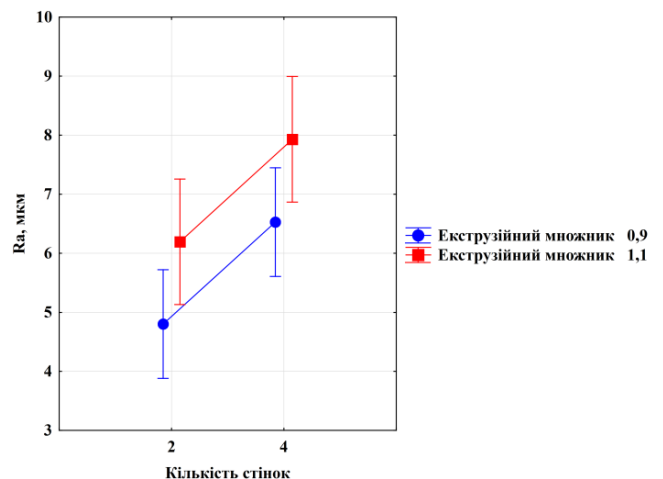


Рисунок 12. Залежність шорсткості поверхні від екструзійного множника та кількості стінок

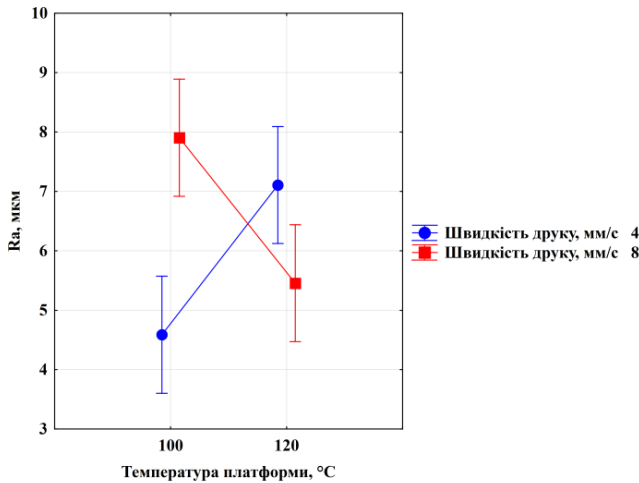


Рисунок 13. Залежність шорсткості поверхні від температури платформи та швидкості друку

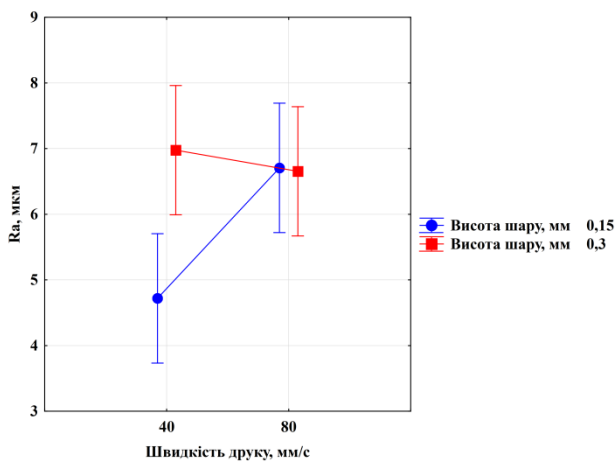


Рисунок 14. Залежність шорсткості поверхні від висоти шару та швидкості друку

При кількості верхніх і нижніх суцільних шарів, яка дорівнює 4 (рис. 11) зміна висоти шару не впливає на значення шорсткості поверхні. Як при висоті шару 0,15, так і при висоті шару 0,3 мм шорсткість поверхні знаходить в одному діапазоні. Використовуючи кількість суцільних верхніх і нижніх шарів, яка дорівнює 2, збільшення висоти шару призводить до збільшення значення шорсткості поверхні. Забезпечити нижчу шорсткість поверхні можна шляхом встановлення кількості стінок, яка дорівнює 2 та значення екструзійного множника – 0,9 (рис. 12).

Велике значення має швидкість друку. При швидкості друку 40 мм/с збільшення температури платформи призводить до великих значень шорсткості, тож оптимальною температурою була 100 °C. Зі збільшенням швидкості ця тенденція змінюється на протилежну (рис. 13). Тож для отримання задовільних результатів шорсткості поверхні при збільшенні швидкості друку, необхідно збільшувати температуру платформи. Це пов'язано з тим, що чим швидше рухається друкувальна головка під час друку, тим більше необхідно акумулювати тепла для того, щоб матеріал міцно зчіплявся з платформою.

При швидкості друку 80 мм/с (рис. 14) зміна висоти шару не впливає на значення шорсткості поверхні. Як при висоті шару 0,15, так і при висоті шару 0,3 мм шорсткість поверхні знаходить в одному діапазоні. Використовуючи швидкість друку 40 мм/с, збільшення висоти шару призводить до збільшення значення шорсткості поверхні. Забезпечити нижчу шорсткість поверхні можна шляхом встановлення швидкості друку – 40 мм/с та висоти шару – 0,15мм. (рис. 14).

Висновки

Виконано оцінку впливу режимів FDM на шорсткість зразків. Оптимальні режими виготовлення визначаються для кожного конкретного випадку, і їх оптимізацію доцільно проводити за допомогою експериментального підходу. Аналіз значень шорсткості поверхні, отриманих на друківаних зразках, дозволив визначити вплив найважливіших та значущих факторів і їх взаємодій на шорсткість. За допомогою дисперсійного аналізу було розглянуто вплив цих факторів, а також їх комбінацій на якість поверхні отриманих зразків.

В результаті встановлено, що на формування шорсткості поверхні деталі значний вплив мають такі фактори: температура екструзії, щільність заповнення, схема заповнення, екструзійний множник та взаємодії: швидкість друку та температура платформи, висота шару та щільності заповнення, висота шару та швидкість друку, висота шару та екструзійний множник, екструзійний множник та кількість стінок та висота шару та кількість суцільних верхніх і нижніх шарів. Визначені оптимальні значення окремих факторів для мінімізації шорсткості: температура екструзії – 265 °C, щільність заповнення – 25 %, схема заповнення – прямолінійна, екструзійний множник – 0,9.

Загалом, дослідження показує складну взаємодію параметрів FDM-процесу та необхідність ретельної їх оптимізації для досягнення потрібної якості деталей.

Список літератури

1. Properties of Oriented Carbon Fiber/Polyamide 12 Composite Parts Fabricated by Fused Deposition Modeling / G. Liao, Z. Li, Y. Cheng et al. // Mater. Des. – 2018. – Vol. 139, P. 283–292. doi:10.1016/j.matdes.2017.11.027
2. Melnikova R. 3D printing of textile-based structures by Fused Deposition Modelling (FDM) with different polymer materials [Electronic resource] / R. Melnikova, A. Ehrmann, K. Finsterbusch // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2014. – Vol. 62, 012018 p. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/62/1/012018>
3. Stansbury J. W. 3D printing with polymers: Challenges among expanding options and opportunities [Electronic resource] / Jeffrey W. Stansbury, Mike J. Idacavage // Dental Materials. – 2016. – Vol. 32, No 1. – P. 54–64. <https://doi.org/10.1016/j.dental.2015.09.018>
4. Statistical and Experimental Analysis of Process Parameters of 3D Nylon Printed Parts by Fused Deposition Modeling: Response Surface Modeling and Optimization [Electronic resource] / Mahmoud Moradi [et al.] // Journal

- of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Vol. 30, no. 7. – P. 5441–5454. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05848-4>
5. Wang, X. 3D Printing of Polymer Matrix Composites: A Review and Prospective / X. Wang, M. Jiang, Z. Zhou, J. Gou and D. Hui // Compos. Part B Eng. – 2017 – Vol. 110, P. 442–458. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.11.034>
6. Effect of processing conditions on the bonding quality of FDM polymer filaments [Electronic resource] / Q. Sun [et al.] // Rapid Prototyping Journal. – 2008. – Vol. 14, No. 2. – P. 72–80. <https://doi.org/10.1108/13552540810862028>
7. Berman, B. 3-D Printing: The New Industrial Revolution / B. Berman // Bus Horiz. – 2012 – Vol. 55, P. 155–162. <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2011.11.003>
8. Zhang X. Fused deposition modeling 3D printing of polyamide-based composites and its applications [Electronic resource] / Xu Zhang, Wei Fan, Tianxi Liu // Composites Communications. – 2020. – Vol. 21, 100413 p. <https://doi.org/10.1016/j.coco.2020.100413>
9. Preparation of a new filament based on polyamide-6 for three-dimensional printing [Electronic resource] / Yunchao Jia [et al.] // Polymer Engineering & Science. – 2017. – Vol. 57, No. 12, P. 1322–1328. <https://doi.org/10.1002/pen.24515>
10. Shape memory effect of three-dimensional printed products based on polypropylene/nylon 6 alloy [Electronic resource] / Xiaodong Peng [et al.] // Journal of Materials Science. – 2019. – Vol. 54, No. 12. – P. 9235–9246. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-03366-2>
11. Singh R. Development of Nylon Based FDM Filament for Rapid Tooling Application [Electronic resource] / R. Singh, S. Singh // Journal of The Institution of Engineers (India): Series C. – 2014. – Vol. 95, No. 2. – P. 103–108. <https://doi.org/10.1007/s40032-014-0108-2>
12. Bonding quality and fracture analysis of polyamide 12 parts fabricated by fused deposition modeling [Electronic resource] / Hao Li [et al.] // Rapid Prototyping Journal. – 2017. – Vol. 23, No. 6, P. 973–982. <https://doi.org/10.1108/rpj-03-2016-0033>
13. Vishwas M. Experimental Investigation using Taguchi Method to Optimize Process Parameters of Fused Deposition Modeling for ABS and Nylon Materials [Electronic resource] / M. Vishwas, C. K. Basavaraj, M. Vinyas // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5, No. 2. – P. 7106–7114. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.375>
14. Mechanical and physical properties of highly ZrO₂ / β -TCP filled polyamide 12 prepared via fused deposition modelling (FDM) 3D printer for potential craniofacial reconstruction application / Abdul Manaf Abdullah [et al.] // Materials Letters. – 2017. – Vol. 189, P. 307–309. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.11.052>
15. Comparison of physical and mechanical properties of PLA, ABS and nylon 6 fabricated using fused deposition modeling and injection molding [Electronic resource] / Makara Lay [et al.] // Composites Part B: Engineering. – 2019. – Vol. 176, 107341 p. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107341>
16. Ramesh M. Mechanical investigation and optimization of parameter selection for Nylon material processed by FDM [Electronic resource] / M. Ramesh, K. Panneerselvam // Materials Today: Proceedings. – 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.697>
17. Властивості Nylon Plexiwire [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://shop.plexiwire.com.ua/nylon-filament/nylon-natural-400/>.

Одержано 24.06.2024

QUALITY ASSURANCE OF PARTS MADE OF NYLON OBTAINED BY FUSED DEPOSITION MODELING

- Tumarchenko L. Postgraduate student, Department of Mechanical Engineering, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: hurina97@gmail.com, ORCID: 0000-0001-7973-7475
- Vyshnepolskyi Y. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: evishnepolskiy@gmail.com, ORCID: 0000-0002-8048-7976

Purpose. A comprehensive study of the Fused Deposition Modeling (FDM) process parameters influence on the surface roughness of parts.

Research methods. The samples for research were produced by the FDM method on a Profi+midi 3D printer. Slic3rPE software were used for CAD model slicing and G-code preparation. The samples were printed using Nylon filament from the Plexiwire company. Drying of the material before printing was carried out in the ELEKTROTERM electric furnace. The 171621 profilometer was used to determine the roughness of the samples. The STATISTICA software package was used for statistical processing of the results.

Results. The influence of different combinations of FDM process parameters on the surface roughness of parts was examined. Surface roughness was found to be most influenced by the following interactions: printing speed and bed temperature, layer height and infill density, layer height and printing speed, layer height and extrusion multiplier,

extrusion multiplier and number of shells and layer height and number of solid top and bottom layers. In addition, the following factors separately affect the roughness: infill density, infill pattern, extrusion multiplier and extrusion temperature.

Scientific novelty. A rational combination of FDM process parameters has been determined at which the minimum surface roughness is achieved. Thus, it was determined that the roughness has a lower value at a rectilinear infill pattern, and at a infill density of 25 %, an extrusion multiplier of 0.9, an extruder temperature of 265 °C, a printing speed of 40 mm/s, a layer height of 0.15 mm, a number of solid layers of 2 and a platform temperature of 100 °C, the roughness value decreases. If the bed temperature and printing speed are increased, the roughness value will increase, as will the layer height and infill density. Increasing the extrusion multiplier or decreasing the extruder temperature have a negative impact on the surface roughness. All other parameters had almost no effect on surface roughness.

Practical value. The results of the study make it possible to predict and improve the quality of nylon parts produced by FDM due to establishing optimal process conditions.

Key words: Fused Deposition Modeling, surface roughness, process parameters, nylon, dispersion analysis, surface quality.

References

1. Liao, G., Li, Z., Cheng, Y., Xu, D., Zhu, D., Jiang, S., Guo, J., Chen, X., Xu, G., & Zhu, Y. (2018). Properties of oriented carbon fiber/polyamide 12 composite parts fabricated by fused deposition modeling. *Materials & Design*, 139, 283–292. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.027>
2. Melnikova, R., Ehrmann, A., & Finsterbusch, K. (2014). 3D printing of textile-based structures by Fused Deposition Modelling (Fdm) with different polymer materials. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 62, 012018. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/62/1/012018>
3. Stansbury, J. W., & Idacavage, M. J. (2016). 3D printing with polymers: Challenges among expanding options and opportunities. *Dental Materials*, 32(1), 54–64. <https://doi.org/10.1016/j.dental.2015.09.018>
4. Moradi, M., Aminzadeh, A., Rahmatabadi, D., & Rasouli, S. A. (2021). Statistical and experimental analysis of process parameters of 3d nylon printed parts by fused deposition modeling: Response surface modeling and optimization. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(7), 5441–5454. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05848-4>
5. Wang, X., Jiang, M., Zhou, Z., Gou, J., & Hui, D. (2017). 3D printing of polymer matrix composites: A review and prospective. *Composites Part B: Engineering*, 110, 442–458. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.11.034>
6. Sun, Q., Rizvi, G. M., Bellehumeur, C. T., & Gu, P. (2008). Effect of processing conditions on the bonding quality of FDM polymer filaments. *Rapid Prototyping Journal*, 14(2), 72–80. <https://doi.org/10.1108/13552540810862028>
7. Berman, B. (2012). 3-D printing: The new industrial revolution. *Business Horizons*, 55(2), 155–162. <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2011.11.003>
8. Zhang, X., Fan, W., & Liu, T. (2020). Fused deposition modeling 3D printing of polyamide-based composites and its applications. *Composites Communications*, 21, 100413. <https://doi.org/10.1016/j.coco.2020.100413>
9. Jia, Y., He, H., Peng, X., Meng, S., Chen, J., & Geng, Y. (2017). Preparation of a new filament based on polyamide-6 for three-dimensional printing. *Polymer Engineering & Science*, 57(12), 1322–1328. <https://doi.org/10.1002/pen.24515>
10. Peng, X., He, H., Jia, Y., Liu, H., Geng, Y., Huang, B., & Luo, C. (2019). Shape memory effect of three-dimensional printed products based on polypropylene/nylon 6 alloy. *Journal of Materials Science*, 54(12), 9235–9246. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-03366-2>
11. Singh, R., & Singh, S. (2014). Development of nylon based fdm filament for rapid tooling application. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series C*, 95(2), 103–108. <https://doi.org/10.1007/s40032-014-0108-2>
12. Li, H., Zhang, S., Yi, Z., Li, J., Sun, A., Guo, J., & Xu, G. (2017). Bonding quality and fracture analysis of polyamide 12 parts fabricated by fused deposition modeling. *Rapid Prototyping Journal*, 23(6), 973–982. <https://doi.org/10.1108/RPJ-03-2016-0033>
13. Vishwas, M., Basavaraj, C. K., & Vinyas, M. (2018). Experimental investigation using taguchi method to optimize process parameters of fused deposition modeling for abs and nylon materials. *Materials Today: Proceedings*, 5(2), 7106–7114. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.375>
14. Abdullah, A. M., Tuan Rahim, T. N. A., Mohamad, D., Akil, H. M., & Rajion, Z. A. (2017). Mechanical and physical properties of highly ZrO₂ /β-TCP filled polyamide 12 prepared via fused deposition modelling (Fdm) 3D printer for potential craniofacial reconstruction application. *Materials Letters*, 189, 307–309. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.11.052>
15. Lay, M., Thajudin, N. L. N., Hamid, Z. A. A., Rusli, A., Abdullah, M. K., & Shuib, R. K. (2019). Comparison of physical and mechanical properties of PLA, ABS and nylon 6 fabricated using fused deposition modeling and injection molding. *Composites Part B: Engineering*, 176, 107341. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107341>
16. Ramesh, M., & Panneerselvam, K. (2021). Mechanical investigation and optimization of parameter selection for Nylon material processed by FDM. *Materials Today: Proceedings*, 46, 9303–9307. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.697>
17. Properties Nylon Plexiwire. Available at: <https://shop.plexiwire.com.ua/nylon-filament/nylon-natural-400>

УДК 62-233.3/9

Попович О. Г.

канд. техн. наук, доцент кафедри теоретичної та прикладної механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: machinesmechanics@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4959-8838

Шевченко В. Г.

канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри теоретичної та прикладної механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: shevawk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9037-6367

РАЦІОНАЛЬНІ ЗМІЩЕННЯ ТВІРНОГО КОНТУРУ КОЛІС ЦИЛІНДРИЧНОЇ ПРЯМОЗУБОЇ ПЕРЕДАЧІ ДЛЯ ЗМЕНШЕННЯ ЗНОШУВАННЯ ЗУБІВ

Мета роботи. Створити методичку визначення таких коефіцієнтів зміщення твірного контуру для ведучого та веденого коліс циліндричної прямозубої передачі, за яких на найбільш підданих до зношування ділянках евольвентних поверхонь зубів буде мінімальною швидкість зношування поверхневого шару з часом роботи цієї передачі.

Методи дослідження базуються на комплексному застосуванні теорії евольвентної зубчастої передачі та закономірностей трибології; для мінімізації функції було застосовано метод золотого перерізу.

Отримані результати. Отримано безрозмірну величину, яка є функцією від коефіцієнтів зміщення твірного контуру для ведучого та веденого коліс циліндричної прямозубої передачі. Значення цієї функції пропорційні найбільшій серед швидкостей зношування в околі характерних точок на евольвентних профілях зубів цих коліс. Створено методичку визначення раціональних коефіцієнтів зміщення твірного контуру, які мінімізують отриману безрозмірну функцію, та за яких буде максимальною тривалість роботи прямозубої передачі до того, коли найбільша товщина зношеного шару на активних поверхнях зубів досягне гранично допустимої величини.

Наукова новизна. Обґрунтовано, що збільшення товщини зношеного шару з часом роботи прямозубої передачі буде відбуватись найшвидше в околі певних характерних точок на евольвентних профілях зубів коліс. Розроблено розрахункову модель для визначення товщини зношеного шару в околі крайніх активних точок профілів зубів пари циліндричних прямозубих коліс та в околі нижніх і верхніх граничних точок однопарного зачеплення. У цій моделі враховано вплив питомих ковзань і чисел зубів коліс та твердостей їхнього поверхневого шару на швидкості зношування у характерних точках на профілях зубів. Крім того, враховано розподіл повної сили взаємодії цих коліс між двома парами зубів при двопарному зачепленні, а також зміну сили, яку передає одна пара зубів, при її вході або виході з однопарного зачеплення.

Практична цінність. Створену методичку визначення коефіцієнтів зміщення твірного контуру доцільно застосовувати при проектуванні циліндричних прямозубих передач для машин і обладнання, що функціонують в умовах, за яких можливе потрапляння абразивних часток у зону зачеплення зубів. Наведено приклад застосування цієї методички у проектувальному розрахунку циліндричної прямозубої передачі.

Ключові слова: евольвентна зубчаста передача, циліндричне прямозубе колесо, зношений шар, коефіцієнт зміщення твірного контуру.

Вступ

Прямозубі евольвентні передачі поступаються за плавністю зачеплення та мають дещо меншу навантажувальну здатність у порівнянні з косозубими передачами (за однакових габаритних розмірів). Проте в прямозубих циліндричних передачах не виникає осьових складових сил у зачепленні, що дає змогу застосовувати не тільки радіально-упорні, а й радіальні підшипники кочення в якості опор валів прямозубої передачі.

При проектуванні зубчастої передачі необхідно розрахувати такі значення її геометричних параметрів, щоб при заданих умовах роботи ця передача відповідала критеріям опору до контактних руйнувань і згинальних руйнувань зубів коліс. Для зубчастих передач, які функціонують в умовах, коли неможливо

повністю захистити зону зачеплення коліс від потрапляння абразивних часток, не менш важливим є критерій стійкості зубів до зношування.

При теоретичному контакті евольвентних поверхонь зубів пари прямозубих коліс (тобто за відсутності передавання зусиль) ці поверхні у будь-який момент зачеплення дотикаються по відрізках прямих, що паралельні до геометричних осей цих коліс. Під час обертання пари прямозубих коліс зазначені відрізки прямолінійно переміщуються у площині зачеплення, яка є спільною дотичною площиною до основних циліндрів цих коліс.

Коли від ведучого прямозубого колеса до веденого передаються зусилля, то (для передачі з достатньо точно виготовленими колесами, жорсткими валами та опорами валів) площадки контакту зубів є прямокутниками з довжиною, яка дорівнює ширині

зубчастого вінця, та шириною, що у багато разів менша як за довжину прямокутників, так і за радіуси кривизни активних профілів зубів.

Відносний рух зуба ведучого колеса та зуба веденого колеса під час їхнього зачеплення являє собою перекочування з проковзуванням (проковзування відсутнє тільки коли евольвентні профілі зубів контактують у полюсі зачеплення).

Процеси накопичення втомних пошкоджень від циклічної дії контактних навантажень і від циклічного згинання відбуваються одночасно та у взаємодії зі зношуванням поверхневого шару зубів. У процесі зношування зменшується товщина поверхневого шару зубів коліс, зміцнених термічною або хіміко-термічною обробкою, що поступово призведе до порушення умови контактної витривалості зубів або витривалості зубів при циклічному згинанні.

Основними геометричними параметрами циліндричної прямозубої передачі, які конструктор має визначити під час її проектування, є: міжосьова відстань (a_w), ширина (b_w) зубчастих вінців, модуль зачеплення (m), числа зубів (z_1 і z_2), а також коефіцієнти зміщення (x_1 та x_2) твірного контуру для ведучого та веденого коліс.

Аналіз досліджень та публікацій

Із трибології відомо [1], що товщину h_λ зношеного шару на стадії усталеного процесу зношування можна записати у вигляді:

$$h_\lambda = I_\lambda \cdot L_{fr\lambda}, \quad (1)$$

де I_λ – інтенсивність лінійного зношування (середня по ширині площадки контакту); $L_{fr\lambda}$ – довжина шляху тертя на цій стадії зношування.

Тут і далі в цій статті символом λ в нижньому індексі біля фізичної величини будемо позначати зубчасте колесо, до якого має відношення ця величина ($\lambda = 1$ – ведуче, $\lambda = 2$ – ведене колесо). Товщина h_λ вимірюється вздовж нормалі до профілю зуба у площині, що перпендикулярна до геометричних осей пари прямозубих коліс (між цим профілем наприкінці стадії припрацювання і в момент часу t від початку стадії усталеного зношування) у системі координат, яка жорстко зв'язана з розглядуваним колесом.

Шлях тертя $L_{fr\lambda}$ для довільної точки на активному профілі зуба за проміжок часу t є добутком шляху тертя ковзання при одноразовому проходженні площадки контакту по цій точці на число разів зачеплення зуба за цей проміжок часу. Тому, згідно монографії [1], можна написати:

$$L_{fr\lambda} = k_q \cdot 2 \cdot s_{cont} \cdot \theta_\lambda \cdot v_\lambda \cdot t, \quad (2)$$

де k_q – число однакових зубчастих коліс, які

перебувають у зачепленні з розглядуваним колесом; s_{cont} – півширина площадки контакту зубів коліс; θ_λ – питома ковзання для розглядуваної точки на евольвентному профілі зуба; v_λ – число обертів зубчастого колеса за одну секунду; t – тривалість роботи передачі (від початку стадії усталеного зношування) в секундах.

Будь-яке колесо ступінчастої однопоточної зубчастої передачі перебуває у зачепленні тільки з одним спряженим колесом, тому для таких коліс у формулу (2) слід підставити $k_q = 1$.

Інтенсивність зношування зубів колеса залежить від ряду факторів: контактних напружень, твердості поверхневого шару матеріалу, шорсткості активних поверхонь зубів, в'язкості мастильного матеріалу та його здатності змочувати контактні поверхні й адсорбуватися на них, а також від кількості, розмірів і фізико-механічних властивостей абразивних часток. При цьому, згідно опису результатів експериментів, який наведено у книзі [2], у багатьох випадках для важконавантажених передач інтенсивність зношування зубів I_λ є прямо пропорційною найбільшому нормальному напруженню σ_H на площадці контакту:

$$I_\lambda = k_{Int} \cdot \sigma_H / H_{B\lambda}, \quad (3)$$

де $H_{B\lambda}$ – твердість поверхневого шару матеріалу, яку виражено у тих самих одиницях вимірювання, що і напруження σ_H ; k_{Int} – коефіцієнт пропорційності, який враховує вплив вищезазначених факторів, за винятком σ_H і $H_{B\lambda}$, на інтенсивність зношування (значення k_{Int} однакове для обох коліс прямозубої передачі, постійне по всій активній поверхні зуба).

З розв'язку задачі про притискання одне до одного двох пружних тіл, коли площадка контакту являє собою довгий прямокутник, відомо, що епюра нормальних напружень на ширині цього прямокутника має вигляд півеліпсу. Найбільшого значення нормальне напруження досягає на прямій, яка розташована посередині між довгими сторонами цього прямокутника, та його можна записати [3] так:

$$\sigma_H = \frac{2 \cdot q_n}{\pi \cdot s_{cont}}, \quad (4)$$

де q_n – нормальне до евольвентної поверхні зуба питома зусилля, що припадає на одиницю довжини площадки контакту.

Розподілені зусилля, які діють у циліндричній евольвентній прямозубій передачі з боку зубів одного колеса на зуби іншого, мають нормальну та дотичну складові. У прямозубої передачі лінії дії розподілених нормальних зусиль лежать у площині зачеплення та утворюють прямий кут з тією твірною основного

циліндра, яка теж лежить у цій площині. Якщо на поверхнях зубів коліс є півка мастильного матеріалу, то момент відносно осі прямозубого колеса, створений системою розподілених дотичних зусиль (тобто сил тертя), є нехтовно малим у порівнянні з моментом T_λ відносно тієї ж осі від системи нормальних зусиль. Тоді середню по довжині площадки контакту інтенсивність q_n розподілених нормальних зусиль, які передаються через одну пару зубів, у довільній точці зачеплення пари прямозубих коліс можна записати таким чином:

$$q_n = k_\alpha \cdot q_{sum} = \frac{k_\alpha \cdot T_2}{b_w \cdot r_{b2}}, \quad (5)$$

де k_α – коефіцієнт, який враховує розподіл навантаження між зубами колеса, які одночасно знаходяться в зачепленні; r_{b2} – радіус основного циліндру веденого прямозубого колеса.

При будь-якому положенні площадки контакту поверхонь зубів під час однопарного зачеплення значення коефіцієнта $k_\alpha = 1$. Під час двопарного зачеплення повна нормальна сила взаємодії ведучого та веденого коліс створюється двома парами зубів, а коефіцієнт k_α показує, яку частину від повної сили передає розглядувана пара зубів.

Підставивши у праву частину (1) вираз (3) для I_λ з урахуванням співвідношення (4) для σ_H , а також вираз (2) для $L_{fr\lambda}$ з урахуванням значення $k_q = 1$, ми отримали формулу для товщини h_λ зношеного шару у довільній точці активного профілю зуба колеса λ в такому вигляді:

$$h_\lambda = \frac{4 \cdot k_{Int} \cdot q_n \cdot \theta_\lambda \cdot v_\lambda \cdot t}{\pi \cdot H_{B\lambda}}. \quad (6)$$

Питомі ковзання θ_1 і θ_2 для довільної пари спряжених точок на профілях зубів ведучого та веденого коліс визначають [4] через абсолютні значення швидкостей V^{sl} і V_λ^{pr} у відповідний момент зачеплення:

$$\theta_\lambda = V^{sl} / V_\lambda^{pr}, \quad (7)$$

де V^{sl} – швидкість ковзання між профілями зубів цих коліс; V_λ^{pr} – швидкість переміщення площадки контакту по поверхні зуба колеса λ .

Абсолютна величина питомого ковзання θ_λ монотонно зростає вздовж евольвентного профілю зуба колеса від нуля в точці на початковому колі до

значень: $\theta_{ded\lambda}$ в нижній активній точці профілю і $\theta_{add\lambda}$ в точці на колі вершин.

З формули (6) з урахуванням (5) випливає, що товщина зношеного шару буде найшвидше збільшуватись з часом на ділянках в околі певних характерних точок евольвентних профілів зубів ведучого та веденого коліс прямозубої передачі. Це можуть бути ділянки в околі або нижніх активних точок профілів зубів, або точок на циліндрах вершин прямозубих коліс (внаслідок великих значень θ_λ у цих точках). Або це можуть бути ділянки в околі нижніх чи верхніх граничних точок однопарного зачеплення (оскільки на ділянці однопарного зачеплення інтенсивність нормальних зусиль $q_n^{one} = q_{sum}$ є більшою, ніж на ділянках, де зачеплення є двопарним).

Для порівняння доречно зазначити, що у циліндричній косозубої передачі, в якій коефіцієнт осьового перекриття близький до натурального числа, сумарна довжина контактних площадок практично не змінюється під час зачеплення (на відміну від прямозубої передачі). Тому, як це було враховано у нашій роботі [5] при складанні розрахункових формул для товщини зношеного шару на активних поверхнях зубів косозубих коліс такої передачі, середню (по довжині площадок контакту) інтенсивність питомих нормальних зусиль слід розглядати як постійну величину.

У наших роботах [5] і [6] були створені методики визначення таких параметрів коригування для циліндричних косозубих і прямозубих передач, за яких мінімізується більша з двох сум швидкостей зношування на спряжених ділянках в околі верхніх і нижніх активних точок профілів зубів ведучого та веденого коліс. Для реверсивної прямозубої передачі зазначена методика дозволяє знизити динамічні навантаження на зубчасті колеса та інші деталі приводу, оскільки вона дає можливість сповільнити зростання бокового проміжку між зубами пари коліс, яке відбувається внаслідок зношування.

У роботах [7] і [8] розроблено методику та виконано розрахунки товщини зношеного шару на активних поверхнях зубів коліс для циліндричних прямозубих і косозубих (коригованих та некоригованих) передач. Автори цієї методики вважали значення швидкості переміщення площадки контакту по евольвентній поверхні зуба постійним та обчислили його для точки на ділячці циліндра зубчастого колеса. Насправді ж ця швидкість залежить від кута профілю евольвенти, а тому змінюється під час переміщення площадки контакту по бічній поверхні зуба.

Мета роботи

Мета даної роботи – створити методику визначення коефіцієнтів зміщення (x_1 та x_2) твірного контуру, за яких під час роботи циліндричної прямозубої передачі найбільша серед швидкостей

зношування в околі характерних точок на евольвентних профілях зубів коліс набуває свого мінімального значення.

Матеріал і методика досліджень

Площина зачеплення перетинається з будь-якою площиною, яка перпендикулярна до геометричних осей прямозубих коліс, по прямій зачеплення. Вздовж відрізка прямої зачеплення переміщується точка теоретичного контакту профілів зубів цих коліс від моменту входу розглядуваної пари зубів у зачеплення до моменту її виходу з нього.

З теорії циліндричних зубчастих передач відомі формули [9] для визначення швидкостей $V_{Y\lambda}^{pr}$ та V_Y^{sl} , коли евольвентні профілі зубів ведучого та веденого коліс дотикаються у довільній точці Y на прямій зачеплення, контактуючи один з одним спряженими точками Y_1 та Y_2 . Для прямозубої передачі із зовнішнім зачепленням ці формули мають вигляд:

$$V_{Y\lambda}^{pr} = \omega_\lambda \cdot r_{b\lambda} \cdot \tan \alpha_{Y\lambda}, \quad (8)$$

$$V_Y^{sl} = (\omega_1 + \omega_2) \cdot r_{b\lambda} \cdot |\tan \alpha_{Y\lambda} - \tan \alpha_w|, \quad (9)$$

де $\alpha_{Y\lambda}$ – кут профілю для точки Y_λ зубчастого колеса; α_w – кут зачеплення; ω_1 і ω_2 – абсолютні значення кутових швидкостей обертання ведучого та веденого прямозубих коліс.

Формула (9) дає однакові значення V_Y^{sl} для $\lambda = 1$ і $\lambda = 2$, тому позначення швидкості ковзання не містить символу λ у нижньому індексі.

Радіуси основних циліндрів (r_{b1} і r_{b2}) для ведучого та веденого коліс прямозубої передачі визначають [10] за формулою:

$$r_{b\lambda} = \frac{m \cdot z_\lambda}{2} \cdot \cos \alpha_n, \quad (10)$$

де m – модуль зачеплення; α_n – кут профілю твірного контуру (тобто кут профілю твірної рейки у перерізі площиною, перпендикулярною до поверхонь її зубів), у загальному машинобудуванні стандартне значення $\alpha_n = 20^\circ = (\pi/9) \text{ рад}$.

Число обертів ν_λ за одну секунду пов'язано, як відомо, з абсолютною величиною кутової швидкості обертання ω_λ цього колеса таким чином: $\nu_\lambda = \omega_\lambda / (2 \cdot \pi)$.

Прийнявши до уваги це співвідношення між ν_λ і ω_λ та підставивши у праву частину (6) вираз (7) для θ_λ з урахуванням формул (8) і (9) для $V_{Y\lambda}^{pr}$ та V_Y^{sl} , ми отримали формулу для розрахункового значення

товщини $h_{Y\lambda}$ зношеного шару у довільній точці Y_λ активного профілю зуба колеса λ у такому вигляді:

$$h_{Y\lambda} = \frac{2 \cdot k_{Int} \cdot q_{nY} \cdot (\omega_1 + \omega_2) \cdot t}{\pi^2 \cdot H_{B\lambda}} \cdot \left| \frac{\tan \alpha_w}{\tan \alpha_{Y\lambda}} - 1 \right|. \quad (11)$$

Підставивши у праву частину (11) вираз (5) для q_n з урахуванням формули (10) для $r_{b\lambda}$, ми записали формулу для розрахункової товщини $h_{Y\lambda}$ зношеного шару наступним чином:

$$h_{Y\lambda} = \frac{4 \cdot k_{Int} \cdot k_{\alpha Y\lambda} \cdot T_2 \cdot (\omega_1 + \omega_2) \cdot t}{\pi^2 \cdot H_{B\lambda} \cdot b_w \cdot m \cdot z_2 \cdot \cos \alpha_n} \cdot \left| \frac{\tan \alpha_w}{\tan \alpha_{Y\lambda}} - 1 \right|. \quad (12)$$

Вводимо допоміжну величину U , яка має розмірність швидкості:

$$U = \frac{4 \cdot k_{Int} \cdot T_2 \cdot (\omega_1 + \omega_2)}{\pi^2 \cdot H_{B2} \cdot b_w \cdot m \cdot z_2 \cdot \cos \alpha_n}, \quad (13)$$

а також безрозмірні величини $f_{Y\lambda}$ в такому узагальненому вигляді:

$$f_{Y\lambda} = \frac{H_{B2}}{H_{B\lambda}} \cdot \left| \frac{\tan \alpha_w}{\tan \alpha_{Y\lambda}} - 1 \right|. \quad (14)$$

Застосувавши величини U і $f_{Y\lambda}$, які ми ввели виразами (13) і (14), запишемо формулу (12) для розрахункової товщини $h_{Y\lambda}$ зношеного шару в компактному вигляді:

$$h_{Y\lambda} = k_{\alpha Y\lambda} \cdot f_{Y\lambda} \cdot U \cdot t. \quad (15)$$

У формулах (14) і (15) в нижніх індексах замість " $Y\lambda$ " можна записати позначки " $low\lambda$ " або " $high\lambda$ " для нижніх або верхніх граничних точок однопарного зачеплення, чи позначки " $ded\lambda$ " або " $add\lambda$ " для нижніх активних точок профілів зубів або точок на циліндрах вершин коліс. Тоді згідно (14) матимемо формули для безрозмірних величин $f_{low\lambda}$ і $f_{high\lambda}$, $f_{ded\lambda}$ і $f_{add\lambda}$, які, по суті, характеризують вплив питомих ковзань, чисел зубів коліс і твердостей їх поверхневого шару на швидкості зношування у зазначених характерних точках.

Кути профілю для характерних точок евольвентних профілів зубів коліс прямозубої передачі із зовнішнім зачепленням можна визначити за допомогою нижченаведених формул (19)-(23).

Кути профілю (α_{add1} і α_{add2}) для точок на вершинах зубів ведучого та веденого прямозубих коліс визначають [10] так:

$$\alpha_{add\lambda} = \arccos(r_{b\lambda}/r_{a\lambda}), \quad (16)$$

де $r_{a\lambda}$ – радіуси циліндрів вершин.

Радіуси циліндрів вершин (r_{a1} і r_{a2}) для цих коліс визначають [10] за формулою:

$$r_{a\lambda} = m \cdot \left(\frac{z_\lambda}{2} + h_a^* + x_\lambda + k_{sh} \right), \quad (17)$$

де x_λ – коефіцієнти зміщення твірного контуру; h_a^* – коефіцієнт висоти голівки твірного контуру, його стандартне значення $h_a^* = 1$; k_{sh} – допоміжний коефіцієнт, який визначають [10] таким чином:

$$k_{sh} = \frac{a_w}{m} - \frac{z_1 + z_2}{2} - (x_1 + x_2). \quad (18)$$

Добуток ($x_\lambda \cdot m$) є величиною зміщення твірного контуру для прямозубого колеса λ .

Підставивши у праву частину (16) вирази для $r_{b\lambda}$ і $r_{a\lambda}$ згідно (10) і (17), запишемо кути профілю $\alpha_{add\lambda}$ наступним чином:

$$\alpha_{add\lambda} = \arccos \left(\frac{z_\lambda \cdot \cos \alpha_n}{z_\lambda + 2 \cdot (h_a^* + x_\lambda + k_{sh})} \right). \quad (19)$$

Тангенси кутів профілю (α_{ded1} і α_{ded2}) для нижніх активних точок зубів ведучого та веденого прямозубих коліс визначають [9] таким чином:

$$\tan \alpha_{ded1} = \frac{z_1 + z_2}{z_1} \cdot \tan \alpha_w - \frac{z_2}{z_1} \cdot \tan \alpha_{add2}, \quad (20)$$

$$\tan \alpha_{ded2} = \frac{z_1 + z_2}{z_2} \cdot \tan \alpha_w - \frac{z_1}{z_2} \cdot \tan \alpha_{add1}. \quad (21)$$

Тангенси кутів профілю ($\alpha_{low\lambda}$ і $\alpha_{high\lambda}$) для нижніх і верхніх граничних точок однопарного зачеплення на профілях зубів цих коліс визначають [9] за формулами:

$$\tan \alpha_{low\lambda} = \tan \alpha_{add\lambda} - \frac{2 \cdot \pi}{z_\lambda}, \quad (22)$$

$$\tan \alpha_{high\lambda} = \tan \alpha_{ded\lambda} + \frac{2 \cdot \pi}{z_\lambda}. \quad (23)$$

Згідно (15) ми отримали, по-перше, формули для розрахункових значень товщини зношеного шару біля нижніх і верхніх граничних точок однопарного зачеплення з боку ділянок однопарного та двопарного зачеплення (ці ділянки позначені верхнім індексом

"one" або "two" відповідно):

$$h_{low\lambda}^{one} = f_{low\lambda} \cdot U \cdot t \quad \text{і} \quad h_{high\lambda}^{one} = f_{high\lambda} \cdot U \cdot t, \quad (24)$$

$$h_{low\lambda}^{two} = k_{\alpha low\lambda}^{two} \cdot h_{low\lambda}^{one} \quad \text{і} \quad h_{high\lambda}^{two} = k_{\alpha high\lambda}^{two} \cdot h_{high\lambda}^{one}. \quad (25)$$

По-друге, ми отримали формули для розрахункових значень товщини зношеного шару біля нижніх активних точок ($h_{ded\lambda}$) профілів зубів і точок на колах вершин ($h_{add\lambda}$) коліс:

$$h_{ded\lambda} = k_{\alpha ded\lambda} \cdot f_{ded\lambda} \cdot U \cdot t, \quad (26)$$

$$h_{add\lambda} = k_{\alpha add\lambda} \cdot f_{add\lambda} \cdot U \cdot t, \quad (27)$$

Автори роботи [11] створили розрахункову модель для визначення розподілу повної сили взаємодії прямозубих коліс між двома парами зубів під час двопарного зачеплення. У цій моделі було враховано деформації згинання, зсуву та стиску в зубах, які перебувають у зачепленні, а також контактні деформації в обох парах зубів. В результаті автори роботи [11] встановили, що для прямозубих передач із різними числами зубів коліс можна приймати такі значення коефіцієнта $k_{\alpha\gamma\lambda}$:

$$k_{\alpha ded1} = k_{\alpha add2} \approx 0,36, \quad k_{\alpha add1} = k_{\alpha ded2} \approx 0,36 \quad \text{та} \\ k_{\alpha low1}^{two} = k_{\alpha high2}^{two} \approx 0,64, \quad k_{\alpha high1}^{two} = k_{\alpha low2}^{two} \approx 0,64.$$

Під час роботи прямозубої передачі процеси поверхневого руйнування відбуваються взаємопов'язано в таких точках евольвентного профілю зуба, відстань між якими не перевищує ширину прямокутника контакту. Тому в якості уточнених значень товщини зношеного шару в граничних точках однопарного зачеплення на евольвентному профілі зуба колеса λ доцільно прийняти середні значення товщини:

$$h_{low\lambda}^{aver} = \frac{h_{low\lambda}^{one} + h_{low\lambda}^{two}}{2} \quad \text{і} \quad h_{high\lambda}^{aver} = \frac{h_{high\lambda}^{one} + h_{high\lambda}^{two}}{2}.$$

Отже, з урахуванням наведених міркувань, на підставі виразів (24) і (25) ми запишемо формули для уточнених значень товщини зношеного шару в цих точках ($h_{low\lambda}^{aver}$ і $h_{high\lambda}^{aver}$) у такому вигляді:

$$h_{low\lambda}^{aver} = \frac{1 + k_{\alpha low\lambda}^{two}}{2} \cdot f_{low\lambda} \cdot U \cdot t, \quad (28)$$

$$h_{high\lambda}^{aver} = \frac{1 + k_{\alpha high\lambda}^{two}}{2} \cdot f_{high\lambda} \cdot U \cdot t. \quad (29)$$

Доречно зазначити, що у чисельному моделюванні процесу зношування активних поверхонь зубів пари прямозубих коліс, яке провели автори роботи [12], не було виявлено різких стрибків на графіках зміни розрахункової товщини зношеного

шару вздовж евольвентних профілів зубів цих коліс.

Для проектувального розрахунку прямозубої передачі, знаючи розташування пари коліс відносно опор валів, точність виготовлення основних деталей передачі та твердості активних поверхонь зубів, конструктор має прийняти [13] значення: відношення ширини зубчастих вінців до міжосьової відстані (ψ_{ba}) та відношення ширини зубчастих вінців до модуля зачеплення (ψ_{bm}). Розрахункову міжосьову відстань (a_w^{calc}) закритої прямозубої передачі зазвичай обчислюють за формулою, виведеною з умови контактної витривалості зубів коліс [13, 14]. Для застосування цієї формули необхідно знати такі початкові дані: обертальний момент (T_2) відносно осі веденого валу від системи розподілених нормальних зусиль у зачепленні, передаточне відношення (i_{12}) зубчастої передачі, а також визначити допустиме контактне напруження у розрахунку активних поверхонь зубів на контактну витривалість. Розрахункову міжосьову відстань, як правило, потрібно округлити до найближчого більшого значення (a_w) зі стандартного ряду міжосьових відстаней або з ряду нормальних лінійних розмірів, а потім обчислити ширину зубчастих вінців $b_w^{calc} = \psi_{ba} \cdot a_w$.

Мінімально необхідний модуль зачеплення можна обчислити за формулою, виведеною з умови згинальної витривалості зубів коліс. Але зазвичай, модуль зачеплення обчислюють [13] так: $m = b_w / \psi_{bm}$, і приймають його значення зі стандартного ряду модулів.

Числа зубів (z_1 і z_2) ведучого та веденого коліс прямозубої передачі із зовнішнім зачепленням отримують округленням їх розрахункових значень до натуральних чисел так, щоб при цьому справджувалась нерівність: $m \cdot (z_1 + z_2) \leq 2 \cdot a_w$. Розрахункові значення чисел зубів цих коліс (z_1^{calc} і z_2^{calc}) визначають [4] за формулами:

$$z_1^{calc} = \frac{2 \cdot a_w}{(|i_{12}| + 1) \cdot m}, \quad (30)$$

$$z_2^{calc} = z_1 \cdot |i_{12}|, \quad (31)$$

де $|i_{12}| = \left| \omega_1 / \omega_2 \right|$ – абсолютна величина передаточного відношення.

Якщо прямозуба евольвентна передача із зовнішнім зачепленням при визначених величинах m , z_1 і z_2 має міжосьову відстань a_w , то коефіцієнти x_1 та x_2 для її коліс пов'язані між собою таким чином: $x_2 = x_\Sigma - x_1$, причому кут зачеплення (α_w) і

коефіцієнт суми зміщень (x_Σ) твірного контуру для коліс цієї передачі визначають [9] за наступними формулами:

$$\alpha_w = \arccos \left(\frac{m \cdot (z_1 + z_2)}{2 \cdot a_w} \cdot \cos \alpha_n \right), \quad (32)$$

$$x_\Sigma = \frac{(\tan \alpha_w - \alpha_w - \tan \alpha_n + \alpha_n) \cdot (z_1 + z_2)}{2 \cdot \tan \alpha_n}. \quad (33)$$

Діапазони допустимих значень коефіцієнтів зміщення x_1 та x_2 обмежуються необхідністю виконання кількох вимог, зокрема: забезпечення достатнього коефіцієнту торцевого перекриття, забезпечення достатньої товщини зубів на циліндрах вершин та уникнення підрізання на ніжках зубів. Товщину зуба на циліндрі вершин прямозубого колеса із зовнішніми зубами визначають [15] за такою формулою:

$$s_{a\lambda} = m \cdot \frac{\cos \alpha_n}{\cos \alpha_{add\lambda}} \cdot \left(\frac{\pi}{2} + 2 \cdot x_\lambda \cdot \tan \alpha_n + z_\lambda \cdot (\tan \alpha_n - \alpha_n - \tan \alpha_{add\lambda} + \alpha_{add\lambda}) \right).$$

Результати досліджень

Права частина кожної з формул (26)–(29) являє собою добуток часу t , величини U (з розмірністю швидкості) та одного з нижченаведених безрозмірних співмножників, які будемо називати коефіцієнтами швидкостей зношування. Ці співмножники позначимо символами $\xi_{low\lambda}$ і $\xi_{high\lambda}$ для нижніх і верхніх граничних точок однопарного зачеплення та символами $\xi_{ded\lambda}$ і $\xi_{add\lambda}$ відповідно для нижніх активних точок евольвентних профілів зубів і точок на циліндрах вершин коліс. Отже, з урахуванням отриманих у роботі [11] значень коефіцієнтів $k_{\alpha Y\lambda}$, можемо записати:

$$\xi_{ded\lambda} = k_{\alpha ded\lambda} \cdot f_{ded\lambda} = 0,36 \cdot f_{ded\lambda}, \quad (34)$$

$$\xi_{add\lambda} = k_{\alpha add\lambda} \cdot f_{add\lambda} = 0,36 \cdot f_{add\lambda}, \quad (35)$$

$$\xi_{low\lambda} = \frac{1 + k_{\alpha low\lambda}^{two}}{2} \cdot f_{low\lambda} = 0,82 \cdot f_{low\lambda}, \quad (36)$$

$$\xi_{high\lambda} = \frac{1 + k_{\alpha high\lambda}^{two}}{2} \cdot f_{high\lambda} = 0,82 \cdot f_{high\lambda}. \quad (37)$$

Величину найбільшого серед коефіцієнтів швидкостей зношування (при конкретних значеннях коефіцієнтів зміщення твірного контуру) позначимо через F , тобто

$$F = \max \begin{pmatrix} \xi_{ded1}; \xi_{low1}; \xi_{high1}; \xi_{add1}; \\ \xi_{ded2}; \xi_{low2}; \xi_{high2}; \xi_{add2} \end{pmatrix}. \quad (38)$$

Добутки $(\xi_{ded\lambda} \cdot U)$, $(\xi_{low\lambda} \cdot U)$, $(\xi_{high\lambda} \cdot U)$, $(\xi_{add\lambda} \cdot U)$, очевидно, являють собою швидкості збільшення товщини зношеного шару з часом роботи прямозубої передачі, тому ми будемо називати їх швидкостями зношування в околі відповідних характерних точок на евольвентних профілях зубів пари прямозубих коліс (на стадії усталеного процесу зношування).

Аналіз формул (14), (18)-(23), (32) і (33) дозволяє встановити, що у прямозубої передачі з визначеними міжосьовою відстанню (a_w), шириною (b_w) зубчастих вінців, модулем зачеплення (m), числами зубів (z_1 і z_2), за відомого співвідношення твердостей (H_{B2}/H_{B1}) поверхневого шару зубів ведучого та веденого коліс, безрозмірні величини f_{ded1} і f_{ded2} , f_{low1} і f_{low2} , f_{high1} і f_{high2} , f_{add1} і f_{add2} є функціями від коефіцієнта зміщення x_1 твірного контуру ведучого колеса. Тоді з виразу (38) з урахуванням (34)-(37) випливає, що для такої передачі величина $F(x_1)$ також є функцією від коефіцієнта зміщення x_1 . З формули (13) очевидно, що для такої передачі величина U не залежить від коефіцієнтів зміщення x_1 та x_2 .

Тоді стає зрозуміло, що при зміні коефіцієнта зміщення x_1 у допустимому діапазоні найбільша серед швидкостей зношування в околі характерних точок евольвентних профілів зубів набуде свого мінімуму за такого значення x_{1R} , яке мінімізує безрозмірну функцію $F(x_1)$, тобто $F_{min} = F(x_{1R})$; тоді відповідне значення $x_{2R} = x_{\Sigma} - x_{1R}$.

Обговорення

Розглянемо приклад застосування розробленої методики визначення коефіцієнтів зміщення твірного контуру в проектувальному розрахунку прямозубої передачі із зовнішнім зачепленням. Передаточне відношення $|i_{12}| = 4$; ведуче і ведене колеса цієї передачі виготовлено зі сталі 35ХМ; термічна обробка обох коліс – поліпшення та гартування з нагріванням струмами високої частоти; твердість зубів цих коліс на поверхні 48HRC.

Нехай для проектування було обрано значення $\psi_{ba} = 0,315$ і $\psi_{bm} = 16,5$ та обчислено розрахункову міжосьову відстань $a_w^{calc} = 137$ мм. Приймаємо зі стандартного ряду міжосьових відстаней фактичне значення $a_w = 140$ мм. Тоді розрахункова ширина

зубчастих вінців $b_w^{calc} = 44,1$ мм; приймаємо фактичне значення $b_w = 45$ мм з ряду нормальних лінійних розмірів. Обчисливши розрахункове значення модуля зачеплення, приймаємо з ряду стандартних значень модулів $m = 2,75$ мм.

За формулою (30) знаходимо розрахункове значення $z_1^{calc} = 20,4$; призначаємо число зубів ведучого колеса $z_1 = 20$; тоді за формулою (31) визначаємо число зубів веденого колеса $z_2 = 80$. За формулами (32) і (33) визначаємо $\alpha_w = 0,39522$ рад, $x_{\Sigma} = 0,9679$.

Для прямозубої передачі, в якій $z_1 = 20$, $z_2 = 80$, $x_1 + x_2 = x_{\Sigma} = 0,9679$ та $H_{B2} = H_{B1}$, ми побудували графіки залежностей коефіцієнтів швидкостей зношування ($\xi_{ded\lambda}$, $\xi_{low\lambda}$, $\xi_{high\lambda}$, $\xi_{add\lambda}$) для характерних точок на евольвентних профілях зубів ведучого (рис. 1) та веденого (рис. 2) коліс від коефіцієнта зміщення (x_1) твірного контуру ведучого колеса.

Далі, застосувавши метод золотого перерізу [16], знаходимо раціональне значення $x_{1R} = 0,5829$, за якого найбільший серед коефіцієнтів швидкостей зношування, тобто функція $F(x_1)$, набуває свого мінімуму $F_{min} = 0,22$; тоді відповідне раціональне значення $x_{2R} = 0,385$.

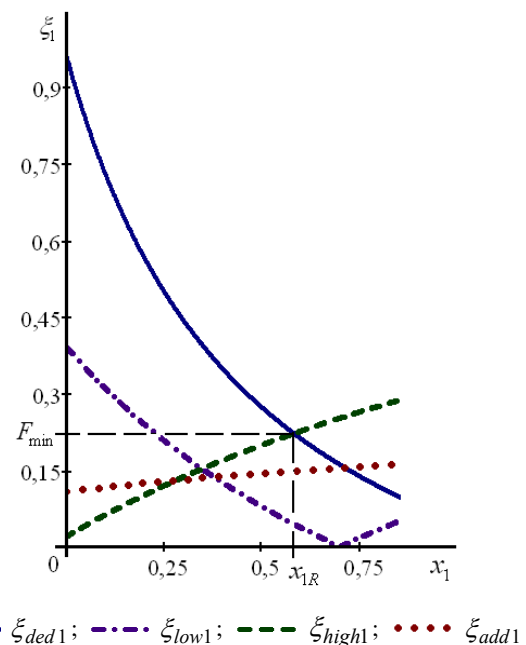


Рисунок 1. Графік залежностей коефіцієнтів швидкостей зношування ξ_1 від коефіцієнта зміщення x_1 для ведучого прямозубого колеса у прикладі

Ми визначили також границі діапазонів для коефіцієнтів зміщення x_1 та x_2 , при яких функція $F(x_1)$ перевищує її мінімальне значення F_{\min} не більше, ніж на 33%, та виконуються необхідні вимоги для пари прямозубих коліс.

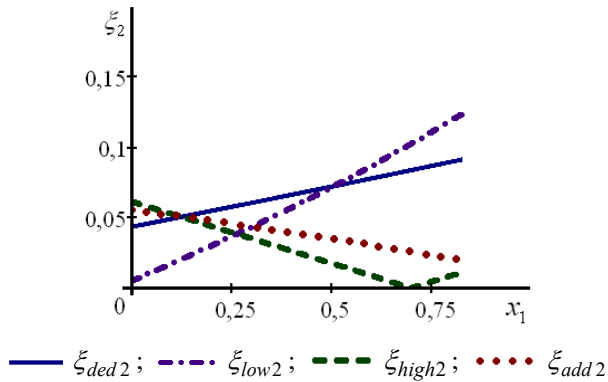


Рисунок 2. Графік залежностей коефіцієнтів швидкостей зношування ξ_2 від коефіцієнта зміщення x_1 для веденого прямозубого колеса у прикладі

Для розглянутої в нашому прикладі прямозубої передачі (з геометричними параметрами $z_1 = 20$, $z_2 = 80$, $m = 2,75$ мм, $a_w = 140$ мм, при $H_{B2} = H_{B1}$) такими діапазонами є: $0,4684 < x_1 < 0,7746$ і $0,4995 > x_2 > 0,1933$. У цих діапазонах граничні значення коефіцієнтів $x_1 = 0,4684$ та $x_2 = 0,4995$ визначено з умови, що $F(0,4684) = 4 \cdot F_{\min} / 3$, а граничні значення $x_1 = 0,7746$ та $x_2 = 0,1933$ визначено з умови [4], що товщина зубів на циліндрі вершин ведучого колеса має бути більшою, ніж $(0,4 \cdot m)$.

Висновки

Створено методику розрахунку таких значень коефіцієнтів зміщення твірного контуру для ведучого та веденого коліс циліндричної прямозубої передачі, за яких набуває свого мінімального значення найбільша швидкість зношування на активних поверхнях зубів цих коліс. Якщо коефіцієнти x_1 та x_2 визначено за розробленою методикою, то буде максимальною тривалість роботи цієї передачі до досягнення допустимого значення товщини зношеного шару на найбільш підданих до зношування ділянках евольвентних поверхонь зубів. Ця методика дозволяє визначати раціональні значення коефіцієнтів зміщення твірного контуру для коліс прямозубих передач, які функціонують в умовах неповної захищеності зони зачеплення зубів від потрапляння абразивних часток.

Список літератури

1. Kragelsky, I. V. Friction and Wear. Calculation Methods / I. V. Kragelsky, M. N. Dobychin, V. S. Kombalov. – Oxford : Pergamon Press, 1982. – 464 p. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-03333-6>
2. Когаев, В. П. Прочность и износостойкость деталей машин [Текст] / В. П. Когаев, Ю. Н. Дроздов. – М. : Высшая школа, 1991. – 319 с.
3. Hills, D. A. Mechanics of Elastic Contacts / D. A. Hills, D. Nowell, A. Sackfield. – Oxford : Butterworth-Heinemann, 1993. – 496 p. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-24029-3>
4. Брагин, В. В. Проектирование высоконапряженных цилиндрических зубчатых передач [Текст] / В. В. Брагин, Д. Н. Решетов. – М. : Машиностроение, 1991. – 224 с.
5. Попович, О.Г. Коригування пари циліндричних косозубих коліс для зменшення зношування евольвентних поверхонь зубів [Текст] / О. Г. Попович, В. Г. Шевченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2023. – № 4. – С. 40–49. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-4-6>
6. Попович, А. Г. Методика расчета коэффициентов смещения для колес реверсивной эвольвентной зубчатой передачи [Текст] / А. Г. Попович, В. Г. Шевченко // Вісник двигунобудування. – 2015. – № 1. – С. 8–14.
7. Чернець, М. В. Дослідження умов зачеплення зубів циліндричної евольвентної передачі на контактну міцність, зношування і довговічність. Частина 1. Постійні умови взаємодії у некоригованому зачепленні [Текст] / М. В. Чернець, Ю. М. Чернець // Проблеми трибології. – 2014. – № 3. – С. 22–27.
8. Чернець, М. В. Дослідження умов зачеплення зубів циліндричної евольвентної передачі на контактну міцність, зношування і довговічність. Частина 2. Постійні умови взаємодії у коригованому зачепленні [Текст] / М. В. Чернець, Ю. М. Чернець // Проблеми трибології. – 2014. – № 4. – С. 6–16.
9. Справочник по геометрическому расчету эвольвентных зубчатых и червячных передач / [И.А. Болотовский, В.И. Безруков, О.Ф. Васильева и др.]; под ред. И.А. Болотовского. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1986. – 448с.
10. Linke, H. Cylindrical Gears. Calculation, Materials, Manufacturing / H. Linke, J. Borner, R. Heb. – Munich: Carl Hanser Verlag, 2016. – 848 p. <https://doi.org/10.3139/9781569904909>
11. Sanchez, M. B. Approximate equations for the meshing stiffness and the load sharing ratio of spur gears including hertzian effects / M. B. Sanchez, M. Pleguezuelos, J. I. Pedrero // Mechanism and Machine Theory. – 2017. – Vol. 109. – P. 231–249.

- <http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmachtheory.2016.11.014>
12. Flodin, A. Simulation of mild wear in spur gears / A. Flodin, S. Andersson // *Wear*. – 1997. – Vol. 207. – P. 16–23. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07467-4](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07467-4)
13. Иванов, М. Н. Детали машин [Текст] / М. Н. Иванов. – 5-е изд., перераб. – М. : Высшая школа, 1991. – 383 с.
14. Павлице, В. Т. Основы конструирования та розрахунок деталей машин [Текст] / В. Т. Павлице. – 2-е вид., перероб. – Львів : Афіша, 2003. – 560 с.
15. Теория механизмов и механика машин / [К. В. Фролов, С. А. Попов, А. К. Мусатов и др.]; под ред. К.В. Фролова. – 4-е изд., испр. – М. : Высшая школа, 2003. – 496с.
16. Жалдак М. І. Основи теорії і методів оптимізації [Текст] / М. І. Жалдак, Ю. В. Триус. – Черкаси : Брама-Україна, 2005. – 608 с.
- Одержано 02.09.2024

RATIONAL SHIFTS OF THE BASIC RACK'S PROFILE FOR WHEELS OF A CYLINDRICAL SPUR GEAR PAIR TO DECREASE TEETH WEAR

- Popovych A. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Theoretical and Applied Mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: machinesmechanics@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4959-8838
- Shevchenko V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Head of the Department of Theoretical and Applied Mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: shevawk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9037-6367

Purpose. It is to create a method for determination of such shift coefficients of the basic rack's profile for driving and driven wheels of a cylindrical spur gear pair; that during gear pair operation time the wear rate of a surface layer on the most wearing sections of the teeth' involute surfaces will be minimal.

Research methods are based on integrated application of the involute gear pair theory and tribological laws. The golden section method is used to minimize the function.

Results. We have obtained a dimensionless quantity, which is a function of shift coefficients of the basic rack's profile for driving and driven wheels of a cylindrical spur gear pair. Values of this function are proportional to the greatest wear rate in the neighborhood of characteristic points on teeth' involute profiles of these wheels. The method is created for determination of rational shift coefficients of the basic rack's profile, which minimize the obtained dimensionless function, and which maximize the service life of the spur gear pair until the greatest worn-layer thickness on the teeth' active surfaces reaches limiting permissible value.

Scientific novelty. It is proved, that increasing of the worn-layer thickness during spur gear pair operation time will be occurring most rapidly in the neighborhood of certain characteristic points on teeth' involute profiles of the wheels. Calculation model is elaborated for determination of the worn-layer thicknesses in the neighborhood of extreme active points on teeth' profiles of the cylindrical spur gear pair and in the neighborhood of the lowest and the highest bounding points of single-pair contact. This model takes into account the influence of specific slides and numbers of wheels' teeth as well as hardness values of teeth' surface layer on the wear rates at characteristic points of teeth' profiles. In addition, the model takes into account sharing of total force of the wheels interaction between two teeth pairs in double-pair contact and also a change of force transmitted by single pair of teeth when it comes into or go out of engagement.

Practical value. Application of the created method for determination of shift coefficients of the basic rack's profile is expedient in design of cylindrical spur gear pairs for machines and equipment, which operate in conditions when ingress of abrasive particles in the teeth engagement region is possible. An example of application of this method in design calculation of the cylindrical spur gear pair is given.

Key words: involute gear pair, cylindrical spur gear wheel, worn layer, shift coefficient of the basic rack's profile.

References

1. Kragelsky, I. V., Dobychin, M. N., Kombalov V. S. (1982). Friction and Wear. Calculation Methods. Oxford : Pergamon Press, 464. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-03333-6>
2. Kogaev V. P. Drozdov, Yu. N. (1991). Prochnost' i iznosostoičnost' detalej mashin [Strength and Wear Resistance of Machine Parts]. Moscow : Vysshaya Shkola, 319.
3. Hills, D. A., Nowell, D., Sackfield A. (1993). Mechanics of Elastic Contacts. Oxford : Butterworth-Heinemann, 496.

<https://doi.org/10.1016/C2009-0-24029-3>

4. Bragin, V. V., Reshetov, D. N. (1991). *Proektirovanie vysokonapryazhennykh tsilindricheskikh zubchatykh peredach* [Design of Highly Loaded Cylindrical Gears]. Moscow : Mashinostroenie, 224.
5. Popovych, A. G., Shevchenko, V. G. (2023). Koryhuvannya pary tsylindrychnykh kosozubykh kolis dlya zmeshennya znoshuvannya evolventnykh poverkhon' zubiv [Correction of the cylindrical helical-gear wheel pair for wear decrease of teeth' involute surfaces]. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, (4), 40–49.
6. Popovych, A. G., Shevchenko, V. G. (2015). Metodika rascheta koefitsientov smescheniya dlya koles reversivnoy evolventnoy zubchatoy peredachi [The technique of profile shift coefficients calculation for wheels of a reverse involute gearing]. *Herald of Aero-engine-building*, (1), 8–14.
7. Chernets, M. V., Chernets, Ju. M. (2014). Doslidzhennya umov zacheplennya zubiv tsylindrychnoyi evolventnoyi peredachi na kontaktnu mitsnist', znoshuvannya i dovgovichnist'. Chastyna 1. Postiyni umovy vzayemodiyi u nekoryhovanomu zacheplenni. [Investigation of teeth engagement conditions of cylindrical involute gear on contact strength, wear and durability. Part 1. Constant interaction conditions in non-corrected engagement] *Problems of Tribology*, 3, 22–27.
8. Chernets, M. V., Chernets, Ju. M. (2014). Doslidzhennya umov zacheplennya zubiv tsylindrychnoyi evolventnoyi peredachi na kontaktnu mitsnist', znoshuvannya i dovgovichnist'. Chastyna 2. Postiyni umovy vzayemodiyi u koryhovanomu zacheplenni [Investigation of teeth engagement conditions of cylindrical involute gear on contact strength, wear and durability. Part 2. Constant interaction conditions in corrected engagement]. *Problems of Tribology*, 4, 6–16.
9. Bolotovskiy, I. A., Bezrukov, V. I., Vasilieva, O. F., et al. *Spravochnik po geometricheskomu raschetu evolventnykh zubchatykh i chervyachnykh peredach* [Handbook for Geometrical Design of Involute Toothed and Worm Gears]. Moscow: Mashinostroenie, 448.
10. Linke, H., Borner, J., Heb, R. (2016). *Cylindrical Gears. Calculation, Materials, Manufacturing*. Munich: Carl Hanser Verlag, 848.
<https://doi.org/10.3139/9781569904909>
11. Sanchez, M. B., Pleguezuelos, M., Pedrero, J. I. (2017). Approximate equations for the meshing stiffness and the load sharing ratio of spur gears including hertzian effects. *Mechanism and Machine Theory*, 109, 231–249.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmachtheory.2016.11.014>
12. Flodin, A., Andersson, S. (1997). Simulation of mild wear in spur gears. *Wear*, 207, 16–23.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07467-4](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07467-4)
13. Ivanov, M. N. (1991). *Detali mashin* [Machine Parts]. Moscow : Vysshaya Shkola, 383.
14. Pavlyshe, V. T. (2003). *Osnovy konstruyuvannya ta rozrakhunok detaley mashyn* [Fundamentals of design and calculation of machine parts]. Lviv, Ukraine : Afisha, 560.
15. Frolov, K. V., Popov, S. A., Musatov, A. K., Timofeyev, H. A., Nikonorov, V. A. (2003). *Teoriya mekhanizmov i mekhanika mashyn* [Mechanism Theory and Machine Mechanics]. Moscow, Russia : Vysshaya Shkola, 496.
16. Zhaldak, M. I., Tryus, Yu. V. (2005). *Osnovy Teoriyi i Metodiv Optyimizatsiyi* [Fundamentals of the Optimization Theory and Methods]. Cherkasy, Ukraine : Brama-Ukrayina, 608.

УДК 004.021

- Дубровін В. І. канд. техн. наук, професор кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: vdubrovin@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0848-8202
- Дейнега Л. Ю. старший викладач кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: deynega.larisa@gmail.com, ORCID: 0000-0003-0304-4327
- Павленко К. Є. студент кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: pavlenkokirya02@gmail.com
- Тарасова Ю. В. канд. техн. наук, Web Developer IT-компанії «Freshcode», Запоріжжя, Україна, e-mail: julia.verdohleb@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2814-7907
- Федорончак Т. В. канд. техн. наук, доцент кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: t.fedoronchak@gmail.com, ORCID: 0000-0001-6238-1177

ДІАГНОСТИКА ДЕФЕКТІВ ПІДШИПНИКІВ КОЧЕННЯ НА ОСНОВІ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛІЗУ

Мета роботи. Розробка та вдосконалення методу аналізу вібросигналів підшипників кочення на основі вейвлет-аналізу з метою виявлення та ідентифікації дефектів обладнання.

Методи дослідження. Застосовувався вейвлет-аналіз для обробки вібросигналів підшипників кочення. Застосовано порогову вейвлет-фільтрацію для виділення слабких імпульсних компонент у сигналах, а також використано вейвлет-Морле для забезпечення ефективності фільтрації.

Отримані результати. Запропонований метод з використанням вейвлет-фільтрації покращує швидкість та надійність діагностики вібраційних сигналів підшипників, що дозволяє ефективно виділяти характеристичні частоти, пов'язані з різними типами дефектів підшипників кочення.

У порівнянні з іншими методиками аналізу сигналів, використання розробленого методу на основі неперервного вейвлет-аналізу виявилось особливо ефективним для виділення характерних діагностичних частот. Цей метод дозволяє не лише ідентифікувати конкретні типи дефектів у підшипниках кочення, а й забезпечує універсальність, що дозволяє успішно застосовувати його для аналізу інших типів нестационарних сигналів.

Експериментальні дослідження підтвердили високу ефективність розробленого методу, особливо в ранніх стадіях розвитку дефекту. Використання цього методу виявляється не лише у здатності ефективно виділяти характеристичні частоти підшипників, але і у здатності проводити аналіз сигналів для ідентифікації дефектів обладнання взагалі. Це робить запропонований метод перспективним і універсальним інструментом для діагностики та моніторингу стану технічних систем.

Наукова новизна. Використання запропонованого методу обробки вібросигналів підшипників кочення на основі вейвлет-аналізу у контексті підвищення ефективності виявлення та ідентифікації дефектів обладнання.

Практична цінність. Розроблений метод може бути використаний в промисловому секторі для аналізу та діагностики підшипників кочення обладнання. Він дозволяє вчасно виявляти дефекти, зменшувати ризик відмов обладнання, та знижувати витрати на експлуатаційне обслуговування. Таким чином, цей метод має практичну цінність у підвищенні надійності та продуктивності промислового обладнання.

Ключові слова: вібросигнали, підшипники кочення, вейвлет-аналіз, дефекти обладнання, діагностика несправностей, вейвлет-фільтрація.

Вступ

Один із перспективних напрямів вирішення задачі підвищення ефективності характеристик силових установок сучасних літальних апаратів щодо адаптивності до умов експлуатації та режимів

використання літака, надійності та ресурсу лежить в області інтегрованих систем автоматичного керування і контролю авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД).

Зношування в процесі експлуатації призводить до зміни стану і характеристик вузлів двигуна: опор роторних деталей (ушкодження підшипників),

зубчастих передач (вироблення контактних поверхонь зубців), лопаткових машин (зниження коефіцієнту корисної дії, продуктивності, запасів газодинамічної стійкості), камер згоряння (втрати), елементів проточної частини. Внаслідок цього значно змінюються як статичні, так і динамічні характеристики двигуна, що визначають його властивості як об'єкта регулювання.

Таким чином, існує необхідність розвитку методів неруйнівного контролю технічного стану вузлів ГТД під час їх експлуатації. Розробка методу автоматичного розпізнавання технічного стану вузлів двигуна, реалізованого в системі автоматичного керування (САК) двигуна, дозволить у процесі функціонування двигуна автоматично переходити до режиму керування оптимального за даних умов [1], [2].

Підшипники кочення є найбільш поширеними та, в той самий час, вразливими елементами роторних механізмів. Підшипники здійснюють просторову фіксацію обертових роторів і відбирають основну частину статичних і динамічних сил, що виникають у механізмі. Технічний стан підшипників є найважливішою складовою, яка визначає працездатність механізму в цілому.

Існує велика кількість методів діагностики стану підшипників кочення, проте вібродіагностика займає найважливіше та суттєве місце серед них.

У задачі діагностики вузлів ГТД дефекти підшипників кочення є найскладнішими для ідентифікації.

Підшипники кочення є найбільш поширеними та водночас вразливими елементами. Підшипник кочення складається з внутрішньої та зовнішньої обойми (на яких розташовані доріжки кочення), тіл кочення (кульок чи роликів) та сепаратора [3].

Виробництво підшипників кочення відбувається в умовах жорстких вимог до їх якості. Це одні з найточніших пристроїв, які виготовляються в машинобудуванні. За ідеальних робочих умов підшипники можуть безперервно експлуатуватися протягом багатьох років. Однак через те, що робочі умови рідко бувають ідеальними, підшипники ніколи не реалізують свій потенціал з точки зору ресурсу. Термін служби підшипників кочення залежить від умов їх виробництва, зберігання, обслуговування, установки, навантаження та умов роботи.

Технічний стан підшипників є важливою складовою, яка визначає працездатність механізму в цілому [4], [5]. Існує велика кількість методів діагностики стану підшипників кочення [6], проте вібродіагностика займає найважливіше та суттєве місце серед них. [7].

Аналіз вібрацій є одним із основних інструментів для виявлення ранніх дефектів [8]. Він зараз часто використовується для пошуку та діагностики дефектів підшипників в різних компонентах. Вібраційний сигнал містить в собі велику кількість інформації про технічний стан і може бути достовірним показником працездатності.

Перспективні методи аналізу нестационарних сигналів, зокрема вібраційних сигналів, базуються на використанні неперервного вейвлет-перетворення [9]. Проте відомі методи аналізу вібраційних сигналів, які використовують вейвлет-аналіз, характеризуються низькою швидкістю та обмеженою інформативністю, що суттєво обмежує практичне використання цих методів у завданнях діагностики та прийняття рішень.

Аналіз досліджень та публікацій

Існує величезна кількість літератури з виявлення та аналізу дефектів.

У роботах [10], [11] представлені результати застосування вейвлета Морле для порогової обробки вібросигналів підшипників з використанням жорстких і м'яких багатомасштабних порогів. Даний алгоритм для кожного аналізованого сигналу виконує попереднє налаштування оптимальних параметрів форми вейвлета за допомогою методу мінімальної ентропії Шеннона, а також розраховує міні-максимальні порогові значення на кожному рівні вейвлет-декомпозиції.

Крім того, для аналізу вібросигналів також можуть бути використані вейвлет-нейронні мережі, в яких вейвлети використовуються як функції активації [12], [13].

У роботі [14] для ідентифікації механічних дефектів пропонується використовувати багатомасштабний вейвлет-аналіз. В якості параметра для налаштування параметрів вейвлет-розкладу сигналу пропонується використовувати ексцес, який дозволяє аналізувати розподіл амплітуд вібрації в часовому домені і може служити показником деградації підшипників. В роботі розглядається сімейство ортогональних вейвлетів Добеші в якості материнського вейвлета [15].

У роботі [16] запропоновано використовувати спектр огибаючої неперервного вейвлет-перетворення для визначення дефектів підшипників кочення. В якості материнського вейвлета [15] запропоновано використовувати гаусівську функцію, схожу на модель вібрації дефектного підшипника.

У роботах [17], [18] для виявлення дефектів підшипників кочення розглядається енергетичний спектр огибаючої вейвлет-розкладу вібросигналу. Параметри форми вейвлета оптимізуються для кожного аналізованого вібросигналу шляхом знаходження максимального ексцесу коефіцієнтів, отриманих в результаті вейвлет-розкладу сигналу. У даній роботі показано перевагу цього методу перед використанням спектра, отриманого за допомогою швидкого перетворення Фур'є, та спектру огибаючої, отриманого за допомогою перетворення Гільберта.

Щоб досягти найбільш ефективного виділення ознак дефектів із вібросигналів підшипників, важливо правильно обрати тип вейвлету, за допомогою якого аналізується сигнал. Деякі дослідники використовують для аналізу вібросигналів підшипників традиційні вейвлети, такі як Добеші

різних порядків, Хаар, Морле, Мексиканська шапка та інші. Проте існують роботи, в яких для такого аналізу створюють спеціалізовані вейвлети.

У роботах [19], [20] запропонований метод обробки вібросигналів підшипників кочення, заснований на використанні вейвлет-математики. Запропонований метод є вдосконаленням методу аналізу огибаючої високочастотної випадкової вібрації.

У [21], [22] запропоновано спосіб визначення оптимального вейвлет-базису на основі дослідження вейвлет-частотної характеристики.

Мета роботи

Метою роботи є розробка та удосконалення методу аналізу вібросигналів від підшипників кочення, що ґрунтується на використанні вейвлет-аналізу, з метою ефективного виявлення та ідентифікації дефектів у промисловому обладнанні.

Викладення основного матеріалу і результатів аналізу

Вібросигнал, що генерується підшипником, особливо при виникненні дефектів, таких як знос доріжок кочення, має імпульсний характер. У першому наближенні форму цих імпульсів можна описати моделлю у вигляді:

$$S(t) = Ue^{-at} \sin(pt + \varphi), \quad (1)$$

де t – час;

U – амплітуда імпульсу;

a – декремент коливань зіткнених деталей;

p – власна частота коливань деталі;

φ – початкова фаза коливань.

Розглянемо детальніше, як розвиток дефекту впливає на спектр вібросигналу підшипника. На рис. 1 [2] зображено зміну спектральних характеристик вібросигналу підшипника кочення зі зростанням дефекту.

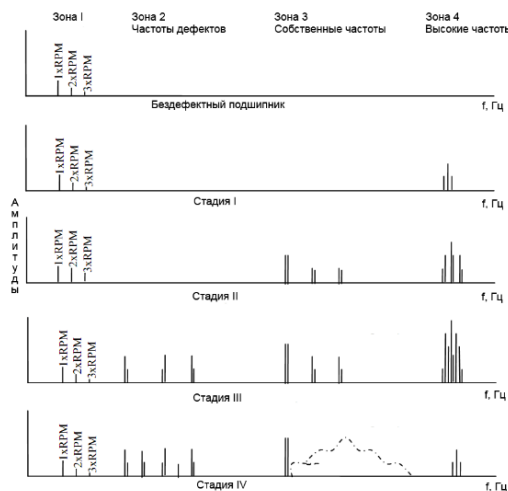


Рисунок 1. Зміна спектральних характеристик вібросигналу підшипника кочення із розвитком дефекту [2]

Нормальний підшипник або підшипник без дефектів не відображає жодних частот у спектрі, за винятком тих, що пов'язані з обертом ротора та його дефектами.

На першому етапі зародження дефекту з'являються високочастотні компоненти в ультразвуковому діапазоні. Візуальний контроль підшипника на цьому етапі може не виявити жодних ідентифікованих дефектів.

На наступному етапі розвитку дефекту з'являються компоненти із власними частотами підшипника. При огляді підшипника з'являються перші ознаки дефектів. У зонах 3 та 4 помітний ріст амплітуд частот.

З появою розвиненого дефекту у спектрі вібросигналу з'являються характеричні частоти підшипника. Гармоніки цих частот можуть з'являтися в залежності від кількості та розповсюдження дефектів по доріжках кочення. Частоти гармонік можуть бути модульовані частотою обертання ротора або з'являтися бічні частоти. У зоні 4 амплітуди продовжать зростати.

Остання стадія розвитку дефекту, після якої відбувається руйнування підшипника супроводжується появою великої кількості модульованих характеричних частот підшипника та їх гармонік, що свідчить про те, що дефекти поширилися по всіх доріжках. Частоти гармонік замінюються випадковим шумом. У зоні 4 амплітуди різко зменшуються з наступним значущим збільшенням перед моментом руйнування.

Існує багато методів аналізу вібрацій підшипників. Вони всі розробляються з двома основними цілями: відокремити сигнал підшипника від інших компонент та мінімізувати шум, який може замаскувати сигнал підшипника, особливо на ранніх етапах розвитку дефекту, і ідентифікувати стан підшипника, розрізнити нормальні та дефектні підшипники, вказувати на дефектні компоненти.

Потреба в ефективному обслуговуванні та безпечному функціонуванні підшипників призвела до розробки широкого спектру методів діагностичного контролю технічного стану підшипників на основі вейвлет-аналізу. У цих методах використання вейвлетів при обробці вібросигналів підшипників кочення можна розділити на два напрямки: застосування порогової вейвлет-обробки для очищення сигналів від шуму та використання вейвлет-аналізу для виділення характерних дефектних ознак із вібросигналу.

Алгоритми порогової вейвлет-обробки дозволяють виділити слабкі імпульсні компоненти в початковому неочищеному сигналі [23]. Для ефективної роботи потрібно вирішити дві задачі. По-перше, обрати вейвлет, за допомогою якого проводиться вейвлет-розклад сигналу. По-друге, вибрати відповідний пороговий рівень, який відсікав би шумову компоненту і залишав в очищеному сигналі імпульсні ознаки дефекту.

Серед існуючих вейвлет-функцій, які використовуються в неперервному вейвлет-аналізі, вейвлет Морле та вейвлет Мексиканська шапка найбільше схожі за формою на імпульсні компоненти нестационарних сигналів, що робить їх найбільш відповідними засобами аналізу такого типу сигналів [24].

Найбільш популярним вейвлетом для обробки вібросигналів підшипників є вейвлет Морле, форма якого схожа на форму імпульсів, що виникають при проходженні елемента кочення через зону дефекту.

При виборі аналізуючого вейвлета для фільтрації сигналів було віддано перевагу вейвлету Морле, який має вузький образ Фур'є. Наявність домінуючої частоти дозволяє змінювати вибірковість вейвлета Морле в частотній області.

Крім того, в якості аналізуючого був обраний комплексний тип вейвлета Морле. Його перетворення Фур'є дорівнює нулю для від'ємних частот, що дозволяє розділити фазові та амплітудні компоненти сигналу при виконанні вейвлет-перетворення.

В часовому домені комплексний вейвлет Морле представляє собою комплексну експоненту, модульовану функцією Гаусса:

$$\psi(t) = \frac{\sigma}{\sqrt{\pi}} e^{-\sigma^2 t^2} e^{i2\pi f_0 t}, \quad (2)$$

де σ та f_0 – параметри вейвлета, що визначають його форму.

В частотній області вейвлет Морле має форму вікна Гаусса з центральною частотою f_0 і шириною σ :

$$\hat{\psi}(f) = \hat{\psi}^*(f) = e^{-\pi^2 / \sigma^2 (f - f_0)^2}, \quad (3)$$

де $\hat{\psi}(t)$ – перетворення Фур'є вейвлета Морле;
 f_0 – центральна частота аналізуючого вейвлета;
 σ – ширина аналізованого діапазону частот;
 * – позначає комплексне спряження.

Нехай вейвлет Морле $\psi(t)$ є функцією-вікном з радіусом δ_t . Тоді кожен дочірній вейвлет на масштабі a матиме радіус вікна, рівний $\delta_t a$.

Отже, кількість точок з країв сигналу, які мають спотворений характер, може бути визначена за наступним виразом:

$$n = \delta_t a \cdot f_d, \quad (4)$$

де f_d – частота дискретизації сигналу;
 δ_t – радіус вікна материнського вейвлета в часовому домені;
 a – параметр масштабу.

Оскільки вейвлет Морле є комплексною експонентою, яку модулює функція Гаусса (2), його ширина в часовому домені може бути визначена за допомогою правила трьох сигм як:

$$\delta_t = \frac{3}{\sigma\sqrt{2}}, \quad (5)$$

де σ – параметр материнського вейвлета, що характеризує в частотній області ширину аналізованого діапазону частот.

При аналізі сигналів слід також враховувати той факт, що зі зменшенням кількості точок після відсічення області, що містить крайові ефекти, зменшується роздільна здатність по частоті для спектра вейвлет-перетворення:

$$\Delta f = \frac{f_d}{(N - 2 * n)}, \quad (6)$$

де N – кількість відліків сигналу;
 f_s – частота дискретизації сигналу;
 n – довжина області крайових ефектів.

Вивчимо вібросигнал бездефектного підшипника кочення, фрагмент якого наведено на рис. 2 [2].

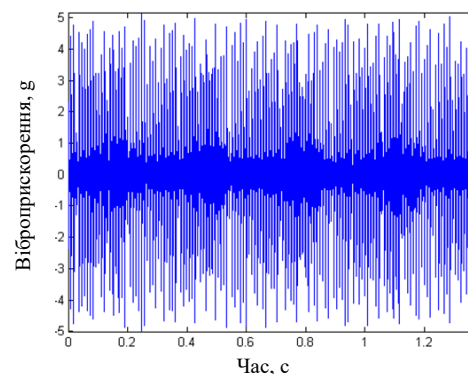


Рисунок 2. Вібросигнал бездефектного підшипника кочення [2]

Спектр необробленого сигналу (рис. 3 [2]) вказує на характерну частоту перекошування елементів кочення по зовнішній обоймі. Однак тестовий підшипник не має дефектів на зовнішній доріжці кочення.

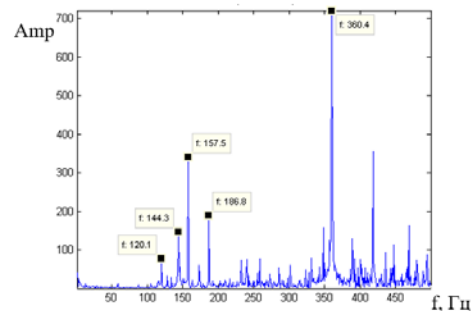


Рисунок 3. Спектр необробленого вібросигналу бездефектного підшипника [2]

Тепер розглянемо результат обробки цього сигналу за допомогою розробленого методу на основі вейвлет-аналізу (рис. 4 [2]).

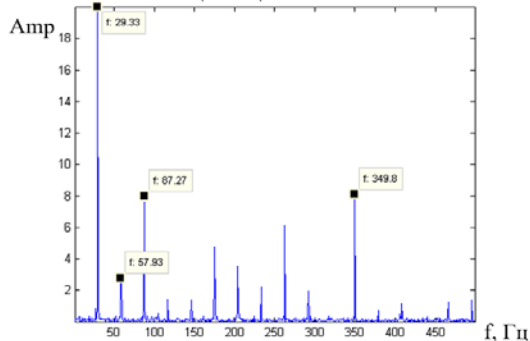


Рисунок 4. Спектр вібросигналу без дефектів підшипника, обробленого за допомогою вейвлет-аналізу [2]

Як видно з рисунку, в результаті обробки ми не бачимо частоту перекочування елементів кочення по зовнішній обіймі в спектрі, і при цьому можна отримати додаткову інформацію про стан підшипника.

Як можна помітити, у спектрі присутні гармоніки частоти обертання ротора (від першої до дванадцятої) з високими амплітудами, що може свідчити про ослаблення механічних з'єднань і може вказувати на наявність збільшених внутрішніх зазорів.

Висновки

Результати дослідження свідчать, що застосування вейвлет-фільтрації для аналізу вібраційних сигналів підвищує швидкість та надійність постановки діагнозу. Крім того, отримані результати дозволяють зробити висновок про універсальність запропонованого методу та можливість його ефективного використання для аналізу інших типів нестаціонарних сигналів з метою ідентифікації дефектів обладнання.

Таким чином, для більш якісного виділення характерних діагностичних частот, що відповідають певному типу дефекту підшипників кочення, використовувався розроблений метод на основі неперервного вейвлет-аналізу. Експериментальні дослідження продемонстрували його високу ефективність у виділенні характеристичних частот підшипників на ранніх стадіях розвитку дефекту.

Список літератури

1. Кіпріч, Т. В. Методи та моделі запобігання помпажним явищам в системі керування газотурбінного двигуна [Текст] : автореф. дис. ... канд. тех. наук : 05.13.03 / Т.В. Кіпріч. – Харків. нац. ун-т радіоелектроніки. – Харків, 2008. – 19 с.
2. Юр, Т. В. Модели и методы спектрального анализа технического состояния узлов газотурбинных двигателей [Текст] : автореф. дис. ... канд. тех. наук : 01.05.02 / Т.В. Юр ; Харків. нац. ун-т радіоелектроніки.

– Харків, 2012. – 19 с.

3. Hamrock Bernard J. Rolling-element bearings [Text] / Bernard J. Hamrock, William J. Anderson. – NASA-Langley, 1983. – 57 p.

4. Федорончак, Т.В. Диагностирование технического состояния подшипников качения [Текст] / Т.В. Федорончак, В.Н. Харитонов, В.И. Дубровин // Авіаційно – космічна техніка та технологія. – 2009. – №7. – С.166-170.

5. Лянзберг, В.П. Балансировка. Центровка валов. Диагностика подшипников качения. Диагностика электродвигателей [Текст] / В.П. Лянзберг, В.И. Харченко, В.Г. Атаманюк // Сантехника. Отопление. Кондиционирование. – 2006. – №1. – С. 34–36.

6. Halme, J. Rolling contact fatigue and wear fundamentals for rolling bearing diagnostics [Text] / J. Halme, P. Andersson // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology. – 2010. – Vol. 224, No. 4. – P. 377–393. doi:10.1243/13506501JET656

7. Юр, Т.В. Модель оцінки технічного стану вузлів ГТД за параметрами вібрації з використанням вейвлет-перетворення [Текст] / Т.В. Юр, В.М. Харитонов, В.И. Дубровин. – Авіаційно – космічна техніка та технологія. – 2013. – №10/107. – С.177-182.

8. Borucki, S. Condition Monitoring of Rotary Machines [Text] / S. Borucki, A. Cichoń, T. Boczar // Przegląd Elektrotechniczny. – 2010. – № 11b. – P. 182–186.

9. Дубровин, В. И. Определение диагностических признаков состояния подшипников качения при помощи вейвлет-анализа [Текст] : збірка наукових праць міжнародної наукової конференції ISDMCI'2008 у 3 т. Т. 3. (частина 1) Теоретичні і прикладні аспекти систем прийняття рішень / В.И. Дубровин, Т.В. Федорончак. –Херсон : ПП Вишемирський В.С., 2008. – С. 113–116.

10. Дубровин, В. И. Диагностика дефектов подшипников качения при помощи вейвлет-преобразования [Текст] / В. И. Дубровин, Т. В. Федорончак // Вісник двигунобудування. – 2008. – № 2. – С. 132–135.

11. Torbatian, M. Bearing fault detection using level-dependent noise reduction technique [Text] : proceedings of the 3rd IEEE International Symposium on Signal Processing and Information Technology / M. Torbatian, M. H. Kahaei, J. Poshtan // IEEE, 2003. – 4 p. doi: 10.1088/1361-6501/ad704b

12. Thuillard, Marc. A review of wavelet networks, wavenets, fuzzy wavenets and their applications [Text] : proceedings of the ESIT 2000, 14–15 September 2000 / Marc Thuillard //Aachen, Germany, 2000. – 12 p.

13. Jian-Da, W. Investigation of engine fault diagnosis using discrete wavelet transform and neural network [Text] / W. Jian – Da, Shiddiq Chiu-Hong L., // Expert Systems with Applications. – 2008. – № 3. – P. 1200–1213. doi: 10.1016/j.eswa.2007.08.021

14. Detecting mechanical failures inducing periodical shocks by wavelet multiresolution analysis. Application to

rolling bearings faults diagnosis [Text] / A. Djebala, N. Ouelaa, N. Hamzaoui, L. Chaabi // *Mechanika*. – 2006. – №2 (58). – P. 44–51.

15. Bearing Faults Diagnosis Using Discrete Wavelets and Artificial Intelligence Approaches [Text]: proceedings of the 1st International Conference on Sustainable Renewable Energy Systems and Applications / J. Khelil, K. Khelil, M. Ramdani, N. Boutasseta // *IEEE Xplore*, 2019. – P. 1–7. doi: 10.1109/ICSRESA49121.2019.9182516

16. Shi, D.F. Defect detection for bearings using envelope spectra of wavelet transform [Text] // D.F. Shi, W.J. Wang, L.S. Qu // *Journal of vibration and acoustics*. – 2006. – Vol. 126, Is. 4. – P. 567–573. doi: 10.1115/1.1804995

17. Al-Raheem. Rolling element bearing fault diagnosis using Laplace-wavelet envelope power spectrum [Text] / Khalid F. Al-Raheem, Asok Roy, K. P. Ramachandran, D. K. Harrison, Steven Grainger // *EURASIP Journal on Applied Signal Processing*. – 2007. – Vol. 2007, Is. 1. – 14 p. doi: 10.1155/2007/73629

18. Rai, V. K. Bearing fault diagnosis using FFT of intrinsic mode functions in Hilbert–Huang transform [Text] // V. K. Rai, A.R. Mohanty // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2007. – Vol. 21 (6). – P. 2607–2615. doi: 10.1016/j.ymssp.2006.12.004

19. Юр Т.В., Харитонов В.Н., Дубровин В.И., Метод анализа технического состояния подшипников качения, основанный на использовании вейвлет-математики [Текст] // *Авіаційно – космічна техніка та технологія*, 2010, №10(77). – С. 187–191.

20. Юр, Т. В. Модель диагностирования узлов газотурбинных двигателей с применением вейвлет-преобразования и S-дискриминанта [Текст] / Т.В. Юр, В.Н. Харитонов, В.И. Дубровин // *Радіоелектроніка. Інформатика. Управління*. – 2011. – №2 (25). – С. 60–64.

21. Твердохліб Ю. В. Методи та інформаційна технологія комплексного оцінювання параметрів вейвлет-перетворення нестационарних сигналів [Текст] : автореф. дис. ... канд. тех. наук : 05.13.06 / Твердохліб Юлія Володимирівна ; Харків. нац. екон. ун-т ім. Семена Кузнеця. – Харків, 2018. – 20 с.

22. Пат. 90102 Україна, МПК6 G01R 23/16. Спосіб визначення оптимального вейвлету для аналізу сигналів на основі дослідження його амплітудно-частотної характеристики [Текст] / В. І. Дубровін, Ю. В. Твердохліб; заявник и патентовласник: Запорізький національний технічний університет; заявл. 20.12.13; опубл. 12.05.14, Бюл. No 9., 3 с.

23. Basics of vibration monitoring for fault detection and process control [Text] : proceedings of the 3rd Pan-American Conference for Nondestructive Testing, 2–6 June, 2003 / Wilfried Reimche, Ulrich Südmersen, Oliver Pietsch, Christian Scheer, Friedrich-Wilhelm Bach // *Rio de Janeiro, Brasil*, 2003. – P. 2–6.

24. Rolling element bearing faults diagnosis based on optimal Morlet wavelet filter and autocorrelation enhancement [Text] / Wensheng Su, Fengtao Wang, Hong Zhu, Zhixin Zhang, Zhenggang Guo // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2010. – Vol. 24, iss. 5. – P. 1458–1472. doi:10.1016/j.ymssp.2009.11.011

Одержано 25.09.2024

DIAGNOSIS OF ROLLING BEARING DEFECTS BASED ON WAVELET ANALYSIS

- Dubrovin V. Candidate of Technical Sciences, Professor of the Software Tools Department of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: vdubrovin@gmail.com, ORCID: 0 000-0002-0848-8202
- Deineha L. Senior Lecturer of the Software Tools Department of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: deynega.larisa@gmail.com, ORCID: 0000-0003-0304-4327
- Pavlenko K. Student of the Software Tools Department of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: pavlenkokirya02@gmail.com
- Tarasova Yu. Candidate of Technical Sciences, Web Developer at IT-company “Freshcode”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: julia.tverdohleb@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2814-7907
- Fedoronchak T. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Software Tools Department of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: t.fedoronchak@gmail.com, ORCID: 0000-0001-6238-1177

Purpose. Development and improvement of a method for analyzing vibration signals from rolling bearings based on wavelet analysis for the detection and identification of equipment defects.

Research methods. Wavelet analysis was employed for processing vibration signals from rolling bearings. Threshold wavelet filtering was applied to highlight weak impulse components in the signals, and Morlet wavelet was used to ensure effective filtration.

Results. The research results indicate that the proposed method, utilizing wavelet filtering, enhances the speed and reliability of vibration diagnostics for bearings. This allows for the efficient extraction of characteristic frequencies associated with various types of rolling bearing defects.

In comparison with other signal analysis methods, the use of the developed method based on continuous wavelet analysis has proven to be particularly effective in extracting characteristic diagnostic frequencies. This method not only allows for the identification of specific types of defects in rolling bearings but also ensures universality, enabling its successful application for analyzing other types of non-stationary signals.

Experimental studies have confirmed the high efficiency of the developed method, especially in the early stages of defect development. The application of this method is evident not only in its ability to effectively highlight the characteristic frequencies of bearings but also in its capacity to conduct signal analysis for the identification of equipment defects as a whole. This makes the proposed method a promising and versatile tool for the diagnosis and monitoring of the condition of technical systems.

Scientific novelty. Application of the proposed method for processing vibration signals from rolling bearings based on wavelet analysis to improve the effectiveness of defect detection and identification in equipment.

Practical value. The developed method can be applied in the industrial sector for the analysis and diagnostics of rolling bearings in equipment. It enables the timely detection of defects, reduces the risk of equipment failure, and lowers operational maintenance costs. Thus, this method has practical value in enhancing the reliability and productivity of industrial equipment.

Key words: vibration signals, rolling bearings, wavelet analysis, equipment defects, fault diagnostics, wavelet filtering.

References

1. Keeprich, T. V. (2008). Metody ta modeli zapobihannia pompazhnyim yavlyshcham v systemi keruvannia hazoturbinnoho dvyhuna [Methods and models of surge effects protection in the gas-turbine control system]. Kharkiv, 19.
2. Yur, T. V. (2012). Modeli i metody spektralnoho analiza tekhnicheskoho sostoiannya uzlov hazoturbinykh dvigatelei [Models and methods of spectral analysis of gas-turbine engine elements technical state]. Kharkiv. – 19.
3. Hamrock, Bernard J., Anderson, William J. (1983). Rolling-element bearings. NASA-Langley, 57.
4. Fedoronchak, T. V., Kharitonov, V. N., Dubrovin, V.I. (2009). Diahnostirovanie tekhnicheskoho sostoiannya podshypnikov kacheniya [Diagnosis of the technical condition of rolling bearings]. Aviation-Spacecraft Engineering and Technology, 7, 166–170.
5. Lyanzberg, V. P. Kharchenko, V. I., Atamanyuk, V. G. (2006). Balansirovka. Tsentrovka valov. Diahnostika podshypnikov kacheniya. Diahnostika elektrodvigatelei [Balancing. Shaft alignment. Diagnosis of rolling bearings. Diagnosis of electric motors]. Plumbing. Heating. Air conditioning, 1, 34–36.
6. Halme, J. Andersson, P. (2010) Rolling contact fatigue and wear fundamentals for rolling bearing diagnostics. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology, 224 (4), 377–393. doi:10.1243/13506501JET656
7. Yur, T. V., Kharytonov, V. N., Dubrovin (2013). Model otsinky tekhnicheskoho stanu vuzliv HTD za parametramy vibratsii z vykorystanniam veivlet-peretvorennia [Model for assessing the technical condition of gas turbine engine units based on vibration parameters using wavelet transform]. Aviation and space technology, 10/107, 177–182.
8. Borucki, S., Cichoń, A., Boczar, T. (2010). Condition Monitoring of Rotary Machines, Przegląd Elektrotechniczny, 11b, 182–186.
9. Dubrovin, V. I., Fedoronchak, T. V. (2008). Opredelenie diahnosticheskikh priznakov sostoiannya podshypnikov kacheniya pri pomoshchi veivlet-analiza [Determination of diagnostic signs of the state of rolling bearings using wavelet analysis]. Intelligent Decision-Making Systems and Problems of Computational Intelligence. International Scientific Conference ISDMCI'2008. Collection of scientific works in three volumes. Volume 3 (part 1) Theoretical and applied aspects of decision-making systems, 113–116.
10. Dubrovin, V. I., Fedoronchak, T. V. (2008). Diahnostika defektov podshypnikov kacheniya pri pomoshchi veivlet-preobrazovaniya [Diagnosis of rolling bearing defects using wavelet transformation], Bulletin of Engine Building, 2, 132–135.
11. Torbatian, M., Kahaei, M. H., Poshtan, J. (2003). Bearing fault detection using level-dependent noise reduction technique IEEE International Symposium on Signal Processing and Information Technology, 4.
12. Thuillard, Marc (2000). A review of wavelet networks, wavenets, fuzzy wavenets and their applications. ESIT 2000, 12
13. Jian-Da, W., Chiu-Hong, L. Shiddiq (2008).

Investigation of engine fault diagnosis using discrete wavelet transform and neural network. *Expert Systems with Applications*, 3, 1200–1213. doi: 10.1016/j.eswa.2007.08.021

14. Djebala, A., Ouelaa, N., Hamzaoui, N., Chaabi, L. (2006). Detecting mechanical failures inducing periodical shocks by wavelet multiresolution analysis. Application to rolling bearings faults diagnosis, 2 (58), 44–51.

15. Khelil, J., Khelil, K., Ramdani, M., Boutasseta, N. (2019) Bearing Faults Diagnosis Using Discrete Wavelets and Artificial Intelligence Approaches. 1st International Conference on Sustainable Renewable Energy Systems and Applications, 17. doi: 10.1109/ICSRESA49121.2019.9182516

16. Shi, D.F., Wang, W.J., Qu, L.S. (2006) Defect detection for bearings using envelope spectra of wavelet transform. *Journal of vibration and acoustics*, 126 (4), 567–573.

17. Khalid F. Al-Raheem. Asok, Roy, Ramachandran, K. P., Harrison, D. K., Grainger, S. (2007). Rolling element bearing fault diagnosis using Laplace-wavelet envelope power spectrum. *EURASIP Journal on Applied Signal Processing*, 2007(1), 14 doi: 10.1155/2007/73629

18. Rai, V. K., Mohanty, A.R. (2007) Bearing fault diagnosis using FFT of intrinsic mode functions in Hilbert–Huang transform. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 21 (6), 2607–2615. doi: 10.1016/j.ymssp.2006.12.004

19. Yur, T.V., Kharitonov, V.N., Dubrovin, V.I. (2010) Metod analiza tekhnicheskoho sostoianiya podshyptikov kacheniya, osnovannyi na ispolzovanii veivlet-matematiki [Method for analyzing the technical

condition of rolling bearings based on wavelet mathematics]. *Aviation and space technology*, 10(77), 187–191.

20. Yur, T.V., Kharitonov, V.N., Dubrovin V.I. (2011) Model diahnostirovaniia uzlov hazoturbinnikh dvigatelei s primeneniem veivlet-preobrazovaniia i S-diskriminanta [Model of diagnosing gas turbine engine units using wavelet transform and S-discriminant]. *Radioelectronics. Informatics. Management*, 2 (25), 60–64.

21. Tverdokhlib, Yu. V. (2018). Metody ta informatsiina tekhnolohiia kompleksnoho otsiniuvannia parametriv veivlet-peretvorennia nestatsionarnykh syhnaliv [Methods and information technology of complex estimation of wavelet transform parameters of a non-stationary signals]. Kharkiv, 20.

22. Dubrovin, V.I., Tverdokhlib Yu.V. (2014). Method for determining the optimal wavelet for signal analysis based on the study of its amplitude-frequency characteristic. Patent of Ukraine, IPC 6 G01R 23/16. № 90102; declared 20.12.13; published 12.05.14, № 9.

23. Reimche, Wilfried, Südmersen, Ulrich, Pietsch, Oliver, Scheer, Christian, Bach, Friedrich-Wilhelm (2003). Basics of vibration monitoring for fault detection and process control / Wilfried Reimch. 3rd Pan-American Conference for Nondestructive Testing, 10.

24. Su, Wensheng, Wang, Fengtao, Zhu, Hong, Zhang, Zhixin, Guo, Zhenggang (2010). Rolling element bearing faults diagnosis based on optimal Morlet wavelet filter and autocorrelation enhancement. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 24 (5), 1458–1472. doi:10.1016/j.ymssp.2009.11.011

UDC 621.73

- Matiukhin A. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Head of the Department of Metal Forming of National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: matiukhin85@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2261-0577
- Marcin Knapiński Dr hab. inż., prof. PCz, Politechnika Częstochowska, Wydział Inżynierii Produkcji i Technologii Materiałów Katedra Przeróbki Plastycznej i Inżynierii Bezpieczeństwa - zniesiona Częstochowa, Poland, e-mail: marcin.knapinski@pcz.pl, ORCID: 0000-0001-8817-2250
- Ben A. Senior Lecturer of the Department of Metal Forming of National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: benanna1985@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9765-8030

MAIN STAGES OF DESIGNING RESOURCE-SAVING TECHNOLOGIES FOR INGOT DEFORMATION ON HYDRAULIC PRESSES

Objective. To study the technological process of forging large ingots on hydraulic presses in order to identify and reduce resource consumption.

Research methods. A finite element method that makes it possible to assess the stress-strain state of a workpiece, the possibility of levelling it, and homogenising it by controlling the factors that form the optimal forging method for a given workpiece.

Results. A resource-saving technological process based on the optimal forging method has been developed, which allows to bring the quality of the designed products to a new level and leads to an increase in technical and economic indicators of production. By controlling the stress-strain state of the metal, high quality forged products can be achieved and resource-saving technologies for forging forgings of high-alloy steel grades and alloys can be created.

Scientific novelty. The factors that form the rational resource-saving technological process of plastic deformation and the method of forging large forgings from alloyed, stainless steels and alloys on hydraulic presses, as well as the directions of their optimisation, have been formed. The finite element method allows us to predict the distribution fields of the workpiece's stress-strain parameters, metal microstructure, and grain size.

Practical value. Practically grounded recommendations for optimal modes of forging ingots from tool steel grades were developed. This will reduce energy consumption, save time in the production of forged products and generally intensify the process of plastic deformation. The proposed recommendations can be applied not only in the processes of forging tool steel grades but also in other types of hot plastic deformation of metals of a wide range.

Key words: hot rolling, ingot, tool geometry, flat strikers, notched strikers, numerical modelling, finite element method.

Introduction

The development of a forging process involves the technologist solving two important tasks: ensuring the quality of the product (forging) and ensuring the quality of the process of producing the forging, i.e. selection and development of the optimal forging method for a given product, which includes a combination of billet and tool shape factors, kinematic factor, temperature and structural factors.

Analysis of research and publications

Carbon and alloyed tool steels of the pearlite and ferrite class (Fig. 1a, b) have high ductility, i.e., the degree of shear deformation. High-alloyed heat-resistant steels, especially austenitic steels (Fig. 1c), unlike tool steels, have lower deformability due to a decrease in their ductility [1–3], which depends on the following factors (Fig. 2):

- the presence of slip hindrances: limitation or inhibition of intra- or intergranular deformation;
- the presence of two or more structural components with different properties;

- weakening of the intercrystalline bond at hot plastic deformation temperatures.

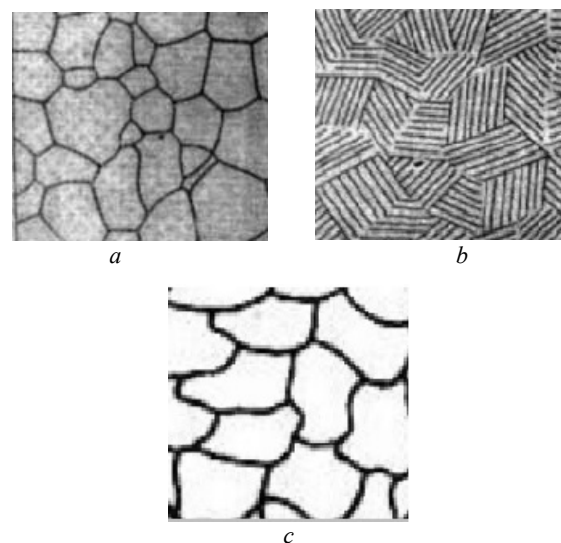


Figure 1. Scheme of the microstructure of steels:
a – ferrite; b – pearlite; c – austenite

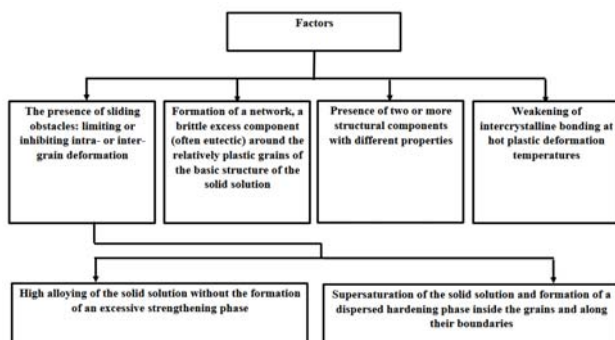


Figure 2. Factors affecting the ductility of high-alloy steels in forging

One thing remains constant: the quality of finished forging products is directly affected by the stress-strain state of the metal. Thus, knowing how to control the stress-strain state of metal, it is possible to achieve high quality forged products and create resource-saving technologies for forging forgings of high-alloy steel grades and alloys.

Purpose of the work

The aim of the study is to investigate the technological process of forging large ingots on hydraulic presses in order to identify and reduce resource consumption. To do this, the issues of improving the economic performance of the technological process, as well as increasing the efficiency of resource use by reducing material waste during forging, energy consumption, and maximising the forging dimensions to the product dimensions are addressed.

Material and research methods

Standard methods for calculating the tasks of metal forming were used in this study, including a comparative analysis of different forging methods, including a combination of billet and tool shape factors, kinematic factors, temperature and structural factors. The application of the finite element method is described.

Research results

The algorithm for developing a forging process is as follows: the first stage involves collecting and analysing the initial data on the final product. This involves analysing the product drawing, material type, production programme and technical requirements for the product in accordance with the technical specification and regulatory requirements. The second stage is to draw up a drawing of the forging according to the recommendations of GOST 7062-90 or regulatory documents in force at the enterprise, indicating forging allowances. The process engineer must determine the material group, whether the material in question is low-ductile or ductile, which will determine the choice of the forging scheme. Having data on the group of forgings and the type of material, it is necessary to select the shape and dimensions of the initial billet (ingot).

The choice of ingot type is determined by the type of forgings, technical specifications and is based on production experience, economic feasibility, and technological capabilities of production. After the ingot is selected, the

existing technological solutions implemented at the production site are analysed and the results of this technology are checked for compliance with the requirements of the technical specification.

Next, it is necessary to highlight the features of the forging shape to determine the number and sequence of forging operations (rolling, depositing, landing, drawing, transferring, acceleration, smoothing (ticketing), stitching, rolling, forging welding, separating operations), the purpose of the forging scheme, i.e. what tool will be used for forging, what transitions, crimping, and edging are required. For cylindrical billets, the main forging operation is broaching. Depending on the ductility of the steel or alloy, different strikes can be used for broaching.

In the production environment of many enterprises, technologists face problems with crack formation, unforged parts, coarse grain, geometry deviations from the specified geometry and other defects caused by the instability of the process output under the thermomechanical mode used. It is important to identify and reduce the negative impact on product and process quality of a specific factor, such as uneven temperature field or deformation heating temperature. Controlling the temperature field of the workpiece during forging also allows you to influence the stress-strain state of the workpiece and the microstructure of the metal. The billet can have a different type of temperature field: a homogeneous temperature field, a heterogeneous symmetrical field with a different type of temperature distribution across the cross-section, and a heterogeneous asymmetrical field.

Increasing the dimensional accuracy and reducing the final dimensional error is possible by increasing the time of additional forging operations such as smoothing, ticketing, and hammering, which takes more than 40 % of the main forging time.

High-alloy steels and alloys have the following features during pressure treatment: high hardening at high temperatures; pronounced heterophase structure; high deformation resistance; low strength (especially at high temperatures) of intercrystalline bonds at crystal boundaries in the presence of harmful impurities (sulphur, lead, antimony, tin, etc.) that dramatically reduce ductility and increase brittleness.), which sharply reduce the ductility and increase the brittleness of steels; the absence of phase recrystallisation during forging and heat treatment; low thermal conductivity, which requires special heating conditions, etc. High-alloyed heat-resistant steels and alloys must be forged in a single-phase state, as the homogeneous structure results in more uniform deformation of individual crystals. In fact, the metal of ingots of this type of steel at forging temperature in most cases has a heterogeneous structure, which is characterised by significant irregularities. The required metal structure in these steels is achieved by forging conditions.

Recommendations for the selection of strikers and forging modes are given in [2]. For example, the use of flat forgings (Fig. 3a) can cause the appearance of a tensile stress zone in the axial part of the forging, which, in turn, creates a negative stress state of the metal and can lead to

cracks and tears. The conditions in the notched radial forgings with a coverage angle of 120° (Fig. 3b) are quite favourable, characterised by a small tensile stress zone.

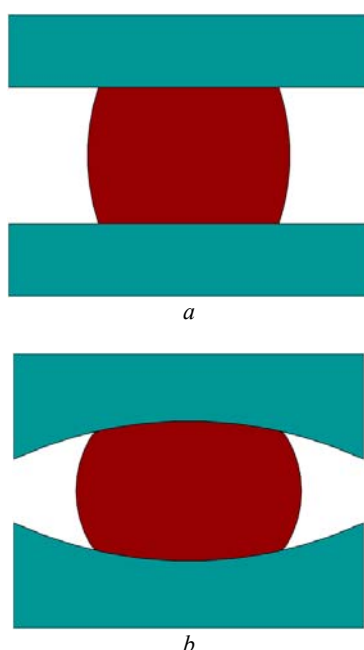


Figure 3. Forging strikes:
a – flat; *b* – radial cut-outs

After the tool is selected, it is necessary to determine the thermomechanical forging regime, i.e. the forging temperature interval, the number of intermediate heating of the workpiece (one or more times, depending on the complexity and size of the forging, taking into account the heredity of steel grain size - hereditary fine-grained and hereditary coarse-grained steels are distinguished).

If there are technological solutions available that have proven to be fully satisfactory, the process is designed based on this technology. If the existing technology does not produce the desired result, a series of studies must be carried out to determine the optimal forging method. Forging must ensure a directional fibrous macrostructure and fine microstructure with maximum homogeneity.

For this purpose, after determining the forging scheme, tool dimensions and thermomechanical forging conditions, it is necessary to determine the rheology of the material for further research. The rheology is specified in the form of metal flow curves for different temperature and speed conditions and plasticity diagrams. The rheology of a material can be determined experimentally from tensile, compression and torsional tests, and theoretically. The theoretical construction of metal flow curves is carried out by modelling and is based on the use of reference data on the material and the use of a minimum amount of experimental data [3].

It is advisable to perform the modelling by the finite element method using the Qform software with an assessment of the stress-strain state of the billet, the possibilities of its levelling, and homogenisation by controlling the factors that form the optimal forging method for a given billet.

(Fig. 4) The results obtained by modelling forging processes using the Qform software differ from the results of physical experiments by 10–15 % [4]. The finite element method allows us to predict the distribution fields of the parameters of the stress-strain state of the workpiece, the microstructure of the metal, and the grain size.

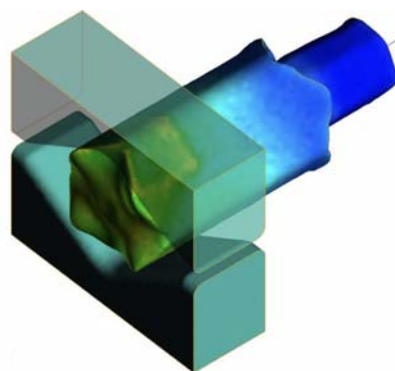


Figure 4. Simulation of the ingot forging process

The finite element method determines not only the change in the shape of the workpiece during deformation, but also the formation of defects (drawbars, non-filling of corners during stamping) and violation of material continuity. In [3], a mathematical model of rheological properties for heat-resistant alloys KhN56VMTYu (EP199) and KhN62VMTYu (EP708) was built using the finite element method, and the stress-strain state of rod forgings made of 12X18H10T steel produced at PJSC Energomashspetsstal using the existing technological process of forging on a high-speed press with a force of 16 MN was assessed. It was found that the use of flat strikers for most of the drawing process and a relatively small amount of forging heating creates an unfavourable stress-strain state of the metal. It was proposed to use notched strikers during broaching, as well as to increase the number of forging heating.

When developing ingot forging technology, great attention is paid to the accuracy of geometric dimensions, which in turn affect the amount of allowances for further machining. Thus, an increase in dimensional accuracy leads to an increase in metal utilisation and savings by reducing the amount of waste. However, increasing dimensional accuracy and reducing the final dimensional error is possible at the expense of increasing the time of additional forging operations such as smoothing, ticketing, and corner knocking, which takes more than 40% of the main forging time. Thus, this means an increase in the time of unproductive use of the rated capacity of the press. The solution to this problem is provided in UA patent No. 48451 [4] and consists in using a rolling stand to calibrate the transverse dimensions of the forging. Thus, reducing the forging size by the final dimensional error of 14–15 mm with an average billet length of 4 m for 4X5MFS and 4X5M3F steel leads to a reduction in waste from 555 kg to 283 kg, i.e. 1.96 times. The machining time for tool steel bar deburring and turning, which is 11.61 hours, is reduced by one third. Thus, labour productivity increases by about 30–40 %.

Conclusions

The main stages of designing the technology of ingot deformation on hydraulic presses and ways to improve the energy efficiency of the forging process were analysed. These include the following measures:

- change of tool geometry or optimal combination of tools of different geometries,
- transferring auxiliary plastic deformation (smoothing) operations from the forging complex to the rolling stand to increase the equipment's capacity utilisation rate. The rolling stand can be installed in the same line as the forging complex. Rolling in the rolling stand will significantly reduce machining allowances, which in turn will significantly increase the productivity of the accessory sections and the yield of usable products,
- reducing the time for taking metal out for forging (organisational measures – clear procedures, manipulators),
- accounting for the internal heating temperature due to the heat generated during deformation and heating of the ingot (billet) for forging,
- mathematical modelling of the forging process based on the criterion of the impact of the speed and degree of deformation on the structure (grain) of steel, elimination or reduction of surface defects (cracks) and, accordingly, increase in the yield of usable metal products.

References

1. Semenov, Ye. (1985). Kovka i shtampovka [Forging and stamping] – Materialy i nagrev. Oborudovanie. Kovka [Materials and heating. Equipment. Forging], 567.
2. Ohrimenko, Ya. M., Tiurin, V.A. (1977). Teoriya processov kovki [Theory of forging processes]. Moscow, Vysshaya shkola, 295.
3. Zhabankov, Ya. G. (2016). Razvitie nauchnykh osnov processov plasticheskogo deformirovaniya i sovershenstvovanie tehnologij kovki krupnykh pokovok [Development of scientific foundations of plastic deformation processes and improvement of forging technologies for large forgings]. Kramatorsk, 594.
4. Obdul D. V., Obdul V. D., Chigyrinsky V. V., Dergachev O. V., Duving V. V. (2010). The method of forging graded metal. Patent of Ukraine for useful model. G06F7/58. № 4845; declared 21.09.2009; published 10.03.2010, № 3.
5. Markov, O.E., Khvashchynskyi, A.S., Musorin, A.V. *et al.* (2022). Investigation of new method of large ingots forging based on upsetting of workpieces with ledges. *Int J Adv Manuf Technol* 122, 1383–1394.

<https://doi.org/10.1007/s00170-022-09989-1>

6. Y.S. Leea, S.U. Lee b, C.J. Van Tynec, B.D. Joo d, Y.H. Moon Internal void closure during the forging of large cast ingots using a simulation approach. *Journal of Materials Processing Technology* 211, 1136–1145. doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.01.017
7. A. Yu. Matyukhin, I. A. Alfyorov, T. A. Stefanenko *et al.* (2019). Methods of improving the forging quality of forgings of high-alloy grades of steels and alloys on hydro presses. *Bulletin of the National Technical University “KhPI”, Kharkiv*, 12 (1337), 36–41.
8. Wang J, Fu P, Liu H, Li D, Li Y (2012). Shrinkage porosity criteria and optimized design of a 100-ton 30Cr2Ni4MoV forging ingot. *Mater Design* 35: 446–456. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.056>
9. Zhang X-X, Cui Z-S, Chen W, Li Y (2009). A criterion for void closure in large ingots during hot forging. *J Mater Process Tech* 209(4):1950–1959. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.04.051>
10. Feng C, Cui Z, Liu M, Shang X, Sui D, Liu J (2016). Investigation on the void closure efficiency in cogging processes of the large ingot by using a 3-D void evolution model. *J Mater Proc Technol* 237: 371–385. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.06.030>
11. Banaszek G, Stefanik A (2006). Theoretical and laboratory modelling of the closure of metallurgical defects during forming of a forging. *J Mater Proc Technol* 177(1–3):238–42
12. Chen K, Yang YT, Liu KJ, Shao GJ (2010). Simulation of void defect evolution during the forging of steel ingot. In *Adv Mater Res* (Vol. 97, pp. 3079–3084). Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.97-101.3079>
13. Kim Y, Cho J, Bae W (2011). Efficient forging process to improve the closing effect of the inner void on an ultra-large ingot. *J Mater Proc Technol* 211(6):1005–1013. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.001>
14. Li Y, He T, Zeng Z (2013). Numerical simulation and experimental study on the tube sinking of a thin-walled copper tube with axially inner micro grooves by radial forging. *J Mater Proc Technol* 213(6):987–996. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.02.017>
15. Weides G, Blaes N, Bokelmann D (2008). Optimisation of the forging process of profiled discs for low pressure turbine rotors by FEM simulation. 17 International Forgemasters Meeting. Santander, Spain, (3–7).

Одержано 15.10.2024

ОСНОВНІ ЕТАПИ ПРОЕКТУВАННЯ РЕСУРСОЗБЕРІГАЮЧИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЕФОРМАЦІЇ ЗЛИВКІВ НА ГІДРОПРЕСАХ

- Матюхін А. Ю. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри обробки металів тиском Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: matiukhin85@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2261-0577
- Марчин Кнапінські д-р техн. наук, проф., Ченстоховський політехнічний університет, факультет інженерії виробництва та технології матеріалів, кафедра «Переробки пластмас та інженерії безпеки», м. Ченстохова, Польща, *e-mail*: marcin.knapinski@pcz.pl, ORCID: 0000-0001-8817-2250
- Бень А. М. старший викладач кафедри обробки металів тиском Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: benanna1985@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9765-8030

Мета роботи. Дослідження технологічного процесу кування крупних злитків на гідропресах з метою виявлення та зниження ресурсовитрат.

Методи дослідження. Метод скінченних елементів, що дає можливість оцінки напружено-деформованого стану заготовки, можливості його вирівнювання, гомогенізації за рахунок керування факторами, що формують оптимальний спосіб кування для даної заготовки.

Отримані результати. Розроблено ресурсозберігаючий технологічний процес, заснований на оптимальному способі кування, що дозволяє вивести на новий рівень якість проектованої продукції і призводить до підвищення техніко-економічних показників виробництва. Шляхом керування напружено-деформованого стану металу можна досягти високої якості кованих виробів та створити ресурсозберігаючі технології процесу кування поковок високолегованих марок сталей та сплавів. Метод скінченних елементів дозволяє спрогнозувати поля розподілу параметрів напружено-деформованого стану заготовки, мікроструктуру металу, розмір зерна.

Наукова новизна. Сформовано фактори, що формують раціональний ресурсозберігаючий технологічний процес пластичної формозміни і спосіб кування великих поковок з легованих, нержавіючих сталей і сплавів на гідропресах, і напрямки їх оптимізації.

Практичне застосування. Розроблені практично обґрунтовані рекомендації щодо оптимальних режимів кування злитків з інструментальних марок сталей. Це дозволить зменшити витрати енергоносіїв, заощадити час виробництва кованої продукції та в цілому інтенсифікувати процес пластичної формозміни. Запропозовані рекомендації можуть бути застосовані не лише в процесах кування інструментальних марок сталей але й при інших видах гарячої пластичної деформації металів широкої номенклатури.

Ключові слова: гаряче прокатування, злиток, геометрія інструменту, плоскі бойки, вирізні бойки, чисельне моделювання, метод скінченних елементів.

Список літератури

1. Ковка и штамповка: справочник в 4 т. / под ред. Е. И. Семенова. – Т. 1. Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка / Е. И. Семенов, О. А. Ганаго; ред. Е. И. Семенов. – М.: Машиностроение, 1985. – 567 с.
2. Охрименко, Я. М. Теория процессовковки [Текст] / Я. М. Охрименко, Тюрин В.А. – М.: Высшая школа, 1977. – 295 с.
3. Жбанков Я. Г. Развитие научных основ процессов пластического деформирования и совершенствование технологийковки крупных поковок / дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.05 / Я. Г. Жбанков – Краматорск, 2016. – 594 с.
4. Патент на корисну модель UA №48451 МПК В 21 J 5/00. Спосіб кування сортового металу / Д.В. Обдул, В.Д. Обдул, В.В. Чигиринський, О.В. Дергачев, В. В. Дувінг (Україна) – № 48451 ; заявл. 21.09.2009 ; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5.
5. Investigation of new method of large ingots forging based on upsetting of workpieces with ledges / Oleg E. Markov, Anton S. Khvashchynskyi et al. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022. – Vol. 122, P. 1383–1394. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-09989-1>
6. Moon Internal void closure during the forging of large cast ingots using a simulation approach / Y.S. Leea, S.U. Lee b, C.J. Van Tynec et al // Journal of Materials Processing Technology 211. – 2011. – P. 1136–1145. doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.01.017
7. Способи підвищення якості кування поковок високолегованих марок сталей та сплавів на гідропресах [Текст] / А. Ю. Матюхін, І. А. Альфьоров, Т. А. Стефаненко та ін. // Вісник Національного технічного

університету «ХПІ». Серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії: зб. наук. пр. – Харків : НТУ «ХПІ», 2019. – № 12 (1337) 2019. – С. 36–41.

8. Shrinkage porosity criteria and optimized design of a 100-ton 30Cr2Ni4MoV forging ingot / Wang J, Fu P, Liu H et al. // *Mater Design* 35. – 446–456. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.056>

9. A criterion for void closure in large ingots during hot forging / Zhang X-X, Cui Z-S, Chen W, Li Y. // *J Mater Process Tech* 209(4). – 2009. – P. 1950–1959. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.04.051>

10. Investigation on the void closure efficiency in cogging processes of the large ingot by using a 3-D void evolution model / Feng C, Cui Z, Liu M et al. // *J Mater Proc Technol* 237. – 2016. P. 371–385. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.06.030>

11. Theoretical and laboratory modelling of the closure of metallurgical defects during forming of a forging / Banaszek G, Stefanik A. // *J Mater Proc Technol* 177(1–3). – 2006. – P. 238–42.

12. Simulation of void defect evolvement during the forging of steel ingot / Chen K, Yang YT, Liu KJ, Shao GJ. // *In Adv Mater Res.* –2010. – Vol. 97. –P. 3079–3084. Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.97-101.3079>

13. Kim Y. Efficient forging process to improve the closing effect of the inner void on an ultra-large ingot / Kim Y, Cho J, Bae W. // *J Mater Proc Technol* 211(6). – 2011. – P. 1005–13. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.001>

14. Li Y. Numerical simulation and experimental study on the tube sinking of a thin-walled copper tube with axially inner micro grooves by radial forging / Li Y, He T, Zeng Z // *J Mater Proc Technol* 213(6). – 2013. – P. 987–996. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2013.02.017>

15. Weides G. (2008). Optimisation of the forging process of profiled discs for low pressure turbine rotors by FEM simulation / Weides G, Blaes N, Bokelmann D // 17 International Forgemasters Meeting. Santander, Spain, (3–7). – 2008.

МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ MECHANIZATION, AUTOMATION AND ROBOTICS

УДК 621.316.13

Mokhnach R. Technical Department National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: etkmpk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5444-9119

Tatarchuk T. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Physics Department, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tanko.hol@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6408-0463

METHOD FOR INCREASING THE RESOLVING POWER OF AN OPTICAL MICROSCOPE

Purpose. Increasing the resolution and magnification of the optical microscope to expand the possibilities of observation and research in various fields of science and technology.

Research methods. Theoretical, experimental.

Results. A comparative analysis of the human eye as an optical system and the optical system of a microscope was carried out. It was found that these systems have a similar nature, namely, a separate image of two closely located objects. If we consider the human eye as a light-sensitive matrix, then to determine the resolution of the eye, it is necessary to use the ratio of the average value of the number of light-sensitive elements (rods and cones) that fall on the retina to the area of the retina itself (for the human eye, it is 0.1...0.2 mm). For an optical microscope, it is necessary to separate the concepts of "resolution" and "magnification".

We also mentioned the physical basis of the resolution of optical microscopes. It was shown that for a dry lens the resolution limit for $\lambda = 555 \text{ nm}$ is $0.3 \mu\text{m}$.

One of the ways to increase the resolution is the use of immersion fluids. However, in certain studies its use is inappropriate or impossible. If instead of conventional illuminators (maximum intensity at $\lambda = 555 \text{ nm}$) you use ultraviolet ones ($\lambda = 380...410 \text{ nm}$), then the resolution can be increased several times, and the increase is up to 2000. The disadvantage of using UV illuminators is that it is necessary to use a light filter with direct observation or a monitor with an indirect method to avoid negative effects on the observer's vision.

Scientific novelty. The increased resolution and magnification of the optical microscope when using coherent light sources instead of immersion fluids provides more detailed scientific information and facilitates its processing.

Practical value. Using the results of our research allows you to get a more informative image when using coherent light sources.

Key words: resolution, microscope optical system, immersion lens, LED, camera matrix, blood preparation.

Introduction

To date, increasing the resolution of the microscope remains an urgent task in modern science and technology. With the development of medicine, biology, nanotechnology and other fields, the ability to observe objects and phenomena on a small scale and with higher detail is needed. Increasing the resolution of the microscope helps expand the boundaries of observation and research, opening up new opportunities for analyzing structures and processes at the micro- and nanoscale. In this context, the development and improvement of methods and technologies aimed at improving the resolution of optical microscopes remains an important area of research.

Thus, the purpose of this research is to increase the resolution of the optical microscope to expand the possibilities of observation and research in various fields of science and technology.

Comparative analysis of the human eye as an optical system and the optical system of a microscope

Before we introduce a method for increasing the separation power of an optical microscope, let us recall such a natural optical system as the human eye. The human eye is a natural optical system. And this system is characterized by a certain resolution. What is the resolution of an optical system? This is the smallest distance between the elements of the observed object, at which these elements can still be distinguished from each other (elements of the object are usually understood as points or lines).

If the object is removed to the so-called distance of best vision, which for a healthy person is 250 mm, then for a normal human eye the minimum resolution is about 0.1mm, and for many people – about 0.20 mm, which is approximately the thickness of a human hair [1–3]. Where do these values come from? If we imagine the eye as a light-sensitive matrix, then to determine the resolving

power of the human eye we use. Considering that the number of light-sensitive elements in the human eye is within the range of $(96...137) \cdot 10^6$, and the area of the retina: $700...800 \text{ mm}^2$, we obtain these values [4–6, 14].

The sizes of objects such as microorganisms, most plant and animal cells, small crystals, details of the microstructure of metals and alloys, etc., are significantly less than 0.1 mm. We will call such objects micro-objects. Microscopes of various types are intended for observing and studying such objects. With the help of a microscope, the shape, size, structure and many other characteristics of micro-objects are determined. An optical microscope makes it possible to distinguish structures with a distance between elements up to $0.20 \text{ }\mu\text{m}$, i.e. the resolving power of such a microscope is about $0.20 \text{ }\mu\text{m}$ or 200 nm [7, 8].

When we talk about the resolving power of a microscope, we mean, just like the resolving power of the human eye, a separate image of two closely located objects. It should be remembered that resolving power and magnification are not the same thing. For example, if we use visualization systems to obtain photographs of two lines located at a distance of less than $0.20 \text{ }\mu\text{m}$ (i.e. less than the resolving power of the microscope) from a light microscope, no matter how much we magnify the image, the lines will still merge into one. That is, we can get a high magnification, but we will not improve its resolution. The total magnification of a microscope is equal to the product of the linear magnification of the objective and the angular magnification of the eyepiece. Magnification values are engraved on the frames of the objectives and eyepieces. Let's consider a flat field microscope (not stereoscopic). These are biological microscopes, metallographic, polarizing. Usually, the objectives of such a microscope have magnifications from 4 to 100 times, and the eyepieces – from 5 to 16. Therefore, the total magnification of an optical microscope lies in the range from 20 to 1600 times. Of course, it is technically possible to develop and use objectives and eyepieces in a microscope that will provide a total magnification significantly exceeding 1600 times (for example, there are eyepieces with a magnification of 20 times, which, when paired with a 100 times objective, will provide a magnification of 2000 times). However, this is usually impractical. High magnifications are not the end in themselves of optical microscopy. The purpose of a microscope is to ensure the distinction of the smallest possible elements of the structure of a specimen, i.e., to maximize the use of the microscope's resolving power. And it has a limit due to the wave properties of light. Thus, a distinction is made between useful and unuseful magnification of a microscope. Useful magnification is when it is possible to reveal new details of the structure of an object, and unuseful magnification is a magnification at which, by magnifying an object hundreds of times or more, it is impossible to discover new details of the structure of an object [9, 10].

Let us dwell once again on the concept of resolving power. The resolving power of optical instruments (also called resolving power) characterizes the ability of these instruments to produce separate images of two close points of an object. The smallest linear or angular distance between two points, starting from which their images merge,

is called the linear or angular limit of resolution. The existence of a limit of resolving power affects the choice of magnifications that we obtain with a microscope. Magnifications up to 1250 times are called useful, since with them we distinguish all the elements of the structure of the object. In this case, the capabilities of the microscope in terms of resolving power are exhausted. This magnification is obtained using a 100x objective lens working with oil immersion and a 12.5x eyepiece (the useful magnification of eyepieces ranges from 7.5 to 12.5 times). At magnifications over 1250 times, no new details of the structure of the preparation are revealed. However, sometimes such magnifications are used – in microphotography, when projecting images onto a screen and in some other cases [13, 14].

When significantly higher useful magnification is required, an electron microscope is used. This microscope has a significantly higher resolution than an optical microscope. An electron microscope is a device for observing and photographing a repeatedly (up to 10^6 times) enlarged image of objects, in which beams of electrons accelerated to high energies ($30 \dots 100 \text{ keV}$ and more) in deep vacuum conditions are used instead of light beams.

It is technically possible to create optical microscopes whose objectives and eyepieces will give a total magnification of 1500–2000 or more. However, this is impractical, since the ability to distinguish small details of an object is limited by diffraction phenomena. As a result, the image of the smallest details of the object loses sharpness, a violation of the geometric similarity of the image and the object may occur, neighboring points will merge into one, and the image may disappear completely. Therefore, in optics, there are the following concepts that characterize the quality of a microscope:

The resolving power of a microscope is the property of a microscope to give a separate image of small details of the object under consideration.

The resolution limit is the smallest distance between two points that can be seen separately in a microscope.

The smaller the resolution limit, the higher the resolving power of the microscope! The resolution limit determines the smallest size of details that can be distinguished in a specimen using a microscope [13, 14].

Physical basis of the resolution of optical microscopes

The theory of the resolving power of the microscope was developed by the director of the K. Zeiss plant in Jena, professor of optics E. Abbe (1840–1905) [15]. As the simplest microscopic preparation, he took a diffraction grating (Fig. 1), studied the mechanism of image formation in the microscope and showed the following.

A beam of secondary light waves after diffraction on the object DD enters the objective and creates a diffraction pattern as a result of interference in its focal plane FF – a system of main maxima M_1 , M_0 , M_1 and minima.

Further, only the rays that form the main maxima participate in the formation of the image. They intersect in the corresponding plane and produce an image of the object D'D'.

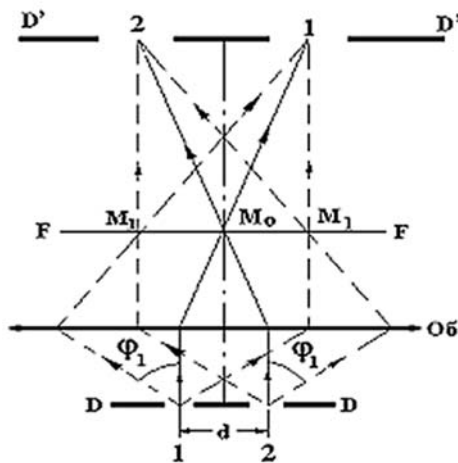


Figure 1. Mechanism of image formation in a microscope

To create an image, that is, to resolve the object, it is sufficient for the rays that form only the maxima of the zeroth and first order to enter the objective at least on one side.

The participation of rays from a greater number of maxima in the formation of the image increases the quality of the image, its contrast. Therefore, the rays that form these maxima must be within the aperture angle of the objective.

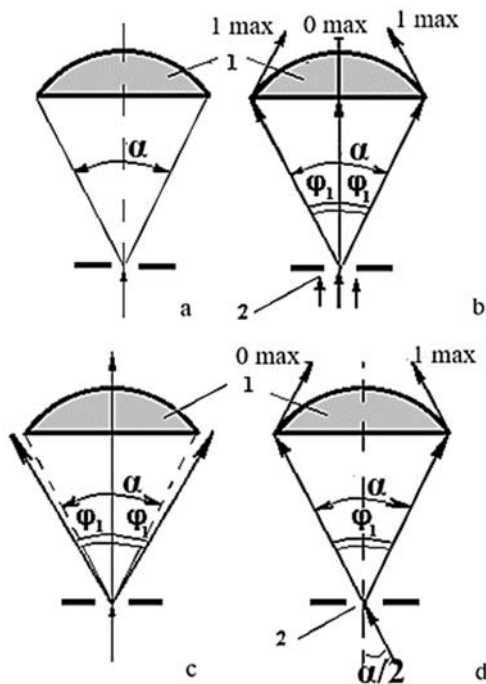


Figure 2. The image produced by a diffraction grating: 1 – front lens of the lens, 2 – objective

Thus, if the object is a diffraction grating with a period d and the light falls on it normally (Fig. 2b), then the rays forming the maxima of the zero and first orders on both sides must necessarily participate in the formation of the image, and the angle φ_1 – the angle of deviation of the

rays forming the maximum of the first order, accordingly, must be, in the extreme case, equal to the angle $\alpha/2$.

If we take a grating with a smaller period d' , then the angle φ_1 will be greater than the angle $\alpha/2$ and the image will not appear. This means that the grating period d can be taken as the limit of the microscope resolution Z . Then, using the formula for a diffraction grating, we write for $k=1$:

$$d = \frac{\lambda}{\sin \varphi_1}$$

Replacing d with Z and φ_1 with $\alpha/2$, we obtain

$$Z = \frac{\lambda}{\sin(\alpha/2)} \tag{1}$$

If we use the wavelength of light $\lambda = 555 \text{ nm}$, to which the eye is most sensitive, in the calculation, then the resolution limit of a dry lens will be $0.30 \text{ }\mu\text{m}$.

Methods of increasing the separation capacity of an optical microscope

Today, the most widely used method of increasing the resolving power of optical microscopes is the use of immersion liquids. For example, consider the following situation: we use a red laser ($\lambda = 620 \text{ nm}$) as a source of illumination and find the resolution of an optical microscope without and with immersion liquid (Fig. 3). Let's use the following Helmholtz formula:

$$l_{min1} = \frac{0,61 \cdot \lambda}{n \cdot \sin \alpha} \tag{2}$$

where λ is the wavelength, n is the refractive index of the immersion liquid, α is the aperture angle.

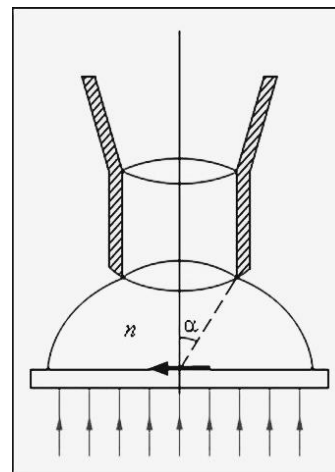


Figure 3. The immersion liquid in front of the microscope lens [16]

The dimension $n \cdot \sin \alpha$ is called the numerical aperture. In good microscopes, the aperture angle α is close to its limit: $\alpha \approx \pi/2$, we will consider the index of refraction of the immersion liquid to be 1.5.

$$l_{min1} = \frac{0,61 \cdot 620}{1 \cdot \sin 90^\circ} = 378,2 \text{ nm},$$

$$l_{min1} = \frac{0,61 \cdot 620}{1,5 \cdot \sin 90^\circ} = 252,13 \text{ nm}.$$

Calculations show that the use of immersion fluid reduces the size of objects that we can observe by 1.5 times.

Increasing the resolving power of an optical microscope by decreasing the wavelength of light is achieved by using ultraviolet radiation. For this purpose, there are special ultraviolet microscopes with quartz optics and devices for observing and photographing objects. Since these microscopes use light with a wavelength approximately two times shorter than that of visible light, they are capable of resolving structures of a preparation with dimensions of about 0.1 μm . Ultraviolet microscopy has another advantage – it can be used to examine unstained preparations. Most biological objects are transparent in visible light, since they do not absorb it. However, they have selective absorption in the ultraviolet region and, therefore, are easily distinguishable in ultraviolet rays.

The useful magnification of a microscope is limited by its resolving power and the resolving power of the eye.

Let us recall once again that the resolving power of the eye is characterized by the smallest angle of view at which the human eye can still distinguish two points of an object separately. It is limited by diffraction on the pupil and the distance between the light-sensitive cells of the retina. For a normal eye, the smallest angle of view is 1 minute. If the object is at the best visual distance of 25 cm, then this angle corresponds to an object of 70 μm . This value is considered the resolution limit for the naked eye Z_r at the best visual distance. However, it has been previously shown that the optimal value of Z_r is 140...280 μm . In this case, the eye experiences the least strain.

The useful magnification of a microscope is its maximum magnification, at which two lines are clearly distinguishable, as separate lines of a detail, it is also the resolution of the microscope.

Using known values – the wavelength of light 555 nm, the optimal values of the limits of eye resolution 140...280 μm , we will find the range of values of the useful magnification of the microscope

$$500 A < Kn < 1000 A .$$

For example, when using the best immersion objectives with a numerical aperture of 1.43, the useful magnification will be 700 ... 1400, hence it is clear that it is usually impractical to design optical microscopes with high magnification. All of the above is typical for the spectra of incandescent lamps with a predominant sodium spectrum of 586 nm. Most of the lighting elements in microscopes have such technical characteristics.

Modern illuminators can be built on a clearly defined spectrum, using LED elements. For example, by making an illuminator from LEDs with an ultraviolet spectrum of 380 nm, it is possible to obtain magnifications exceeding 2000.

The main thing in using such lighting is not in increasing the magnification factor, but in the detail and clarity of the resulting image. It becomes possible to obtain images of elements that were not available when using standard illuminators.

Fig. 4 shows images of a human blood sample prepared for examination, obtained using different illuminators: *a* – neutral cold-color LED (Samsung LH351B) and *b* – ultraviolet LED. For the studies, we used an MBS-10 microscope with Karl Kays optics. Fig. 4*b* reveals blood structures that have not been observed before (Fig. 4*a*), such as the structure of red blood cells and biological markers that can be used to detect some diseases at early stages of development.

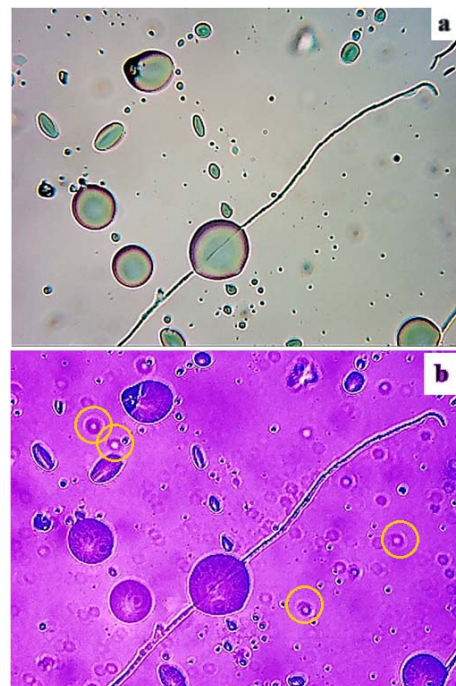


Figure 4. Blood preparation: *a* – $\lambda = 590...600 \text{ nm}$, *b* – $\lambda = 380...410 \text{ nm}$, \circ – biological markers

Conclusions

The resolution of an optical microscope can be increased by using monochromatic light sources instead of conventional lamps.

Reducing the wavelength of the source and the transition from the visible range of light waves to the ultraviolet allows without the use of an immersion liquid to increase the resolution of the optical microscope up to 3 times.

The disadvantage of this method is the need to observe either through a light filter during direct observation, or on a monitor during an indirect observation method to avoid a negative impact on the observer's vision.

The results of research are significantly influenced, especially during indirect observation, by the image receiver – the sensitive matrix of the photo receiver (sensors of the camera matrix).

References

1. Curcio, C. A.; Sloan, K. R. et al. (1990). Human photoreceptor topography (англ.). *The Journal of Comparative Neurology*, 292, 4. 497–523. doi:10.1002/cne.902920402
2. Oyster, C. W. (1999). *The human eye: structure and function* (неопр.). Sinauer Associates.
3. Land M. F. (1981). Optics and vision in invertebrate. In: *Sensory physiology*. Autrum H. (ed.). Berlin, Heidelberg, New York. Springer-Verlag. VII (6B), 471–592.
4. Land M. F., Nilsson D.-E. (2002). *Animal eyes*. Oxford. Oxford University Press.
5. Смирнов М. С. (1961). Оптика глаз. В кн. : Физиология сенсорных систем. Под ред. Г. В. Гершуни. Л. : Наука, 1, 37–59.
6. Josr B. Jonas, Andreas M. Schmidt, Jens A. Muller-Bergh, Ursula M. Schldrzer-Schrehardr, and Gottfried O. H. (1992). Naumann Human Optic Nerve Fiber Count and Optic Disc Size / *Investigative Ophthalmology & Visual Science*, 33, 6, 2012–2018.
7. Vavilov S. I. (1950). *Microstructure of light*. Publishing House of the USSR Academy of Sciences, 12.
8. Yarbus, Alfred L. (1967). “Methods”, *Eye Movements and Vision*, Boston, MA: Springer US, 5–58, doi:10.1007/978-1-4899-5379-7_2
9. *Physiology of Sensory Systems* (1971). Part 1. *Physiology of vision*, 79.
10. Marc, R. E, Sperling, H. G. (1977). Chromatic Organization of Primate Cones. *Science* 196: 454–456.
11. A. M. Tsuzmer, O. L. Petrishina (1979). Functions of the organ of vision and its hygiene Man: *Anatomy. Physiology. Hygiene: Textbook for 8th grade of secondary school*, ed. Academician V.V. Parin. 12th ed., 185–193.
12. Tschulakow, Alexander V; Oltrup, Theo; Bende, Thomas; Schmelzle, Sebastian; Schraermeyer, Ulrich (2018). “The anatomy of the foveola reinvestigated”. *PeerJ*. 6: e4482. doi:10.7717/peerj.4482
13. Smithsonian. *The National Academies, Light: Student Guide and Source Book*. Carolina Biological Supply Company, 2002.
14. Gulyaeva L. V., Tatarchuk T. V., Lebedinets O. M. (2020). Independent work of future specialists: practical aspect. *Modern engineering and innovative technologies Sergeieva&Co*, 5, 103–112. <http://www.moderntechno.de/index.php/meit/article/view/meit13-05-079>. DOI: 10.30890/2567-5273.2020-13-05-079
15. Abbe Hon. F.R.M.S. (1882). The relation of aperture and power in the microscope. *Journal of the Royal Microscopical Society*, II, 300–309.
16. Barry R., Masters (2020). Abbe’s Theory of Image Formation in the Microscope, *Superresolution Optical Microscopy*, 10.1007/978-3-030-21691-7_6, (65–108),
Одержано 12.10.2024

СПОСІБ ЗБІЛЬШЕННЯ РОЗДІЛЬНОЇ ЗДАТНОСТІ ОПТИЧНОГО МІКРОСКОПА

- Мохнач Р. Е. Технічний відділ, НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: etkmpk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5444-9119
- Татарчук Т. В. канд. техн. наук, доцент кафедри фізики НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tanko.ho1@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6408-0463

Мета роботи. Збільшення роздільної здатності та збільшення оптичного мікроскопа для розширення можливостей спостереження та дослідження в різних галузях науки та технологій.

Методи дослідження. Теоретичний, експериментальний

Отримані результати. Проведено порівняльний аналіз ока людини як оптичної системи та оптичної системи мікроскопа. З’ясували, що ці системи мають подібну природу, а саме роздільне зображення двох близько розташованих об’єктів. Якщо розглядати око людини як світлочутливу матрицю, то для визначення роздільної здатності ока необхідно використати відношення усередненого значення кількості світлочутливих елементів (палички та колбочки), які припадають на сітківку, до площі самої сітківки (для ока людини це 0,1...0,2 мм). Для оптичного мікроскопа необхідно розділяти поняття «роздільна здатність» та «збільшення».

Також ми задали фізичні основи роздільної здатності оптичних мікроскопів. Показали, що для сухого об’єктива межа роздільної здатності для $\lambda = 555$ нм складає 0,3 мкм.

Одним із способів підвищення роздільної здатності є використання імерсійних рідин. Однак, у певних дослідженнях її використання є недоречним або неможливим. Якщо замість звичайних освітлювачів (максимум інтенсивності при $\lambda = 555$ нм) використовувати ультрафіолетові ($\lambda = 380...410$ нм), то роздільну здатність можна збільшити у декілька разів, а збільшення – до 2000. Недоліком використання УФ освітлювачів є те, що необхідно використовувати світлофільтр при прямому спостереженні або монітор при опосередкованому методі, щоб уникнути негативного впливу на зір спостерігача.

Наукова новизна. Збільшення роздільної здатності та збільшення оптичного мікроскопа при використанні когерентних джерел світла замість імерсійних рідин дає більш деталізовану наукову інформацію та полегшує її обробку.

Практична цінність. Використання результатів нашого дослідження дозволяє отримати більш інформативне зображення при використанні когерентних джерел світла.

Ключові слова: роздільна здатність, оптична система мікроскопа, імерсійний об'єктив, світлодіод, матриця фотокамери, препарат крові.

Список літератури

1. Human photoreceptor topography (англ.) / Curcio, C. A., Sloan, K. R. et al. // The Journal of Comparative Neurology : journal. – 1990. – Vol. 292. – No 4. – P. 497–523. – doi:10.1002/cne.902920402
2. Oyster, C. W. The human eye: structure and function (неопр.). – Sinauer Associates, 1999.
3. Land M. F. Optics and vision in invertebrate. In: Sensory physiology. Autrum H. (ed.). Berlin, Heidelberg, New York. Springer-Verlag. VII(6B) : P. 471–592. – 1981.
4. Land M. F., Nilsson D.-E. Animal eyes. Oxford. Oxford University Press. – 2002.
5. Смирнов М. С. Оптика глаз. В кн. : Физиология сенсорных систем. Под ред. Г. В. Гершуни. – Л. : Наука. – Ч. 1. 37–59. – 1961.
6. Josr B. Jonas, Andreas M. Schmidt, Jens A. Muller-Bergh, Ursula M. Schldrzer-Schrehardr, and Gottfried O. H. Naumann Human Optic Nerve Fiber Count and Optic Disc Size / Investigative Ophthalmology & Visual Science, Vol. 33.– No 6, May 1992. – P. 2012–2018.
7. Вавилов С. И. Микроструктура света / Вавилов С. И. – М. : Издательство Академии наук СССР, 1950. – 12 с.
8. Yarbus, Alfred L. “Methods”, Eye Movements and Vision, Boston, MA: Springer US, 5–58, doi:10.1007/978-1-4899-5379-7_2 –1967.
9. Физиология сенсорных систем. Ч. 1. Физиология зрения. – Л. : «Наука», 1971. – 79 с.
10. Marc, R.E, Sperling, H.G. Chromatic Organization of Primate Cones. Science. – 1977. – 196: 454–456.
11. Функции органа зрения и его гигиена // Человек : Анатомия. Физиология. Гигиена : Учебник для 8 класса средней школы / А. М. Цузмер, О. Л. Петришина, под ред. академика В. В. Парина. –12-е изд. – М. : Просвещение, 1979. – С. 185–193.
12. Tschulakow, Alexander V; Oltrup, Theo; Bende, Thomas; Schmelzle, Sebastian; Schraermeyer, Ulrich (2018). “The anatomy of the foveola reinvestigated”. PeerJ. 6: e4482. doi:10.7717/peerj.4482
13. Smithsonian. The National Academies, Light:Student Guide and Source Book. Carolina Biological Supply Company, 2002.
14. Гуляева Л. В. Самостійна робота майбутніх фахівців : практичний аспект / Гуляева Л. В., Татарчук Т. В., Лебединець О. М. // Modern engineering and innovative technologies. – 2020. – Iss. No 13, Part 5. – P. 103–112. <http://www.moderntechno.de/index.php/meit/article/view/meit13-05-079>. DOI: 10.30890/2567-5273.2020-13-05-079
15. Abbe Hon. F.R.M.S. The relation of aperture and power in the microscope. Journal of the Royal Microscopical Society, 1882. – Vol. II. –P. 300–309.
16. Barry R. Masters (2020). Abbe’s Theory of Image Formation in the Microscope, Superresolution Optical Microscopy, 10.1007/978-3-030-21691-7_6, (65–108).

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 3/2024**

Науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор Сергій Беліков

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор Вадим Ольшанецький

д-р техн. наук, професор Валерій Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання:

Наталія Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 23.10.2024. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 9,3
Тираж 300 прим. Зам. № 1197

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019