

Національний університет «Запорізька політехніка»

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

**НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ
В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ**

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ЧОТИРИ РАЗИ НА РІК

№ 3'2023

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2023

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 С. Б. Беліков (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

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

Редакційно-видавнича рада: С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, А. Ю. Матюхін, Н. О. Савчук, К. С. Бондарчук, Н. І. 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 Ю. М. Внук (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 MachineDesign), Польща

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

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

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

д-р техн. наук Д. В. Лаухін (ПДАБА), Україна

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

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

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

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

д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данільченко (Інститут металофізики ім.

Г. В. Курдюмова НАН України)

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

д-р техн. наук В. А. Шаломеев (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р техн. наук І. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

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

д-р техн. наук В. Г. Міщенко (НУ «Запорізька політехніка»),

д-р техн. наук О. Я. Качан (НУ «Запорізька політехніка»),

Україна

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

д-р техн. наук Г. І. Слинко (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (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 № 2 від 25 вересня 2023 року.

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

Комп'ютерний дизайн та верстання: Н. О. Савчук

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

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2023

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: S. Byelikov, V. Ol'shanetskii, V. Naumyk, A. Matiukhin, N. Savchuk, K. Bondarchuk, N. 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 Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Corresponding Technology Department of Mechanics and MachineDesign), Poland
Dr. Sc. Nataliia Kalinina (DNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergey Gomenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Sergey Grebenyuk (ZNU), Ukraine
Dr. Sc. Dmitry Laukhin (PGASA), 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. Ivan Volchok (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Michael Brykov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine
Dr. Sc. Valeriy Mishchenko (ZNU), 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 2, September 25, 2023.

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

Computer design and layout: N. Savchuk

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

ЗМІСТ

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Грешта В. Л., Бриков М. М., Шаломєєв В. А., Павленко Д. В., Ткач Д. В., Єфременко В. Г., Петришинєць І. ОСОБЛИВОСТІ МІКРОДУГОВОГО ОКСИДУВАННЯ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ І КОРОЗІЙНОГО РУЙНУВАННЯ ОТРИМАНИХ ПОКРИТТІВ.....	6
КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ	
Шорінов О. В., Долматов А. І., Балушок К. Б., Поливяний С. О. ПРОГНОЗУВАННЯ МІКРОТВЕРДОСТІ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКУ АСД-1, ОТРИМАНИХ ХОЛОДНИМ ГАЗОДИНАМІЧНИМ НАПИЛЮВАННЯМ.....	14
Грабовський В. Я., Канока В. І., Лисиця О. В., Єршов А. В. ПЕРСПЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ, ЯК ЗАМІННИКІВ ТЕПЛОСТІЙКИХ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ, ВИСОКОАЗОТИСТИХ АУСТЕНІТНИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ З ВАНАДІЄМ ТА МОЛІБДЕНОМ.....	22
Грешта В. Л., Єршов А. В., Грабовський В. Я., Вініченко В. С., Сейдаметов С. В. ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ТЕРМІЧНЕ НАПРУЖЕННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ.....	27
ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ	
Омельченко О. С., Шалева Н. В., Єфанов В. С. ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ВПЛИВУ СУМІШІ ГАЗІВ НА ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ КАТОДІВ ДЛЯ ІОННО-ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ.....	34
Парахнєвич Є. М. ВПЛИВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ І ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ.....	40
МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ	
Джус А. В., Нарівський О. Е., Беліков С. Б., Субботін С. О., Пуліна Т. В., Леощенко С. Д. МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПІТИНГОТРИВКОСТІ ТЕПЛООБМІННИКІВ ЗІ СПЛАВУ 06ХН28МДТ В ОБОРОТНИХ ВОДАХ.....	45
Антоненко Н. М., Ткаченко І. Г. ТРИВИМІРНА ЗАДАЧА ТЕПЛОПРОВІДНОСТІ ДЛЯ БАГАТОШАРОВОЇ ПЛИТИ З НЕІДЕАЛЬНИМ ТЕПЛОВИМ КОНТАКТОМ МІЖ ШАРАМИ.....	53
Шевченко В. Г., Рягін С. Л., Арцибашева Д. Д. БАГАТОКРИТЕРІАЛЬНА ОПТИМІЗАЦІЯ ПОПЕРЕЧНОГО ПЕРЕРІЗУ КОЛОНИ ПРЕСА.....	60
Левицька Т. І., Пожуєва І. С., Митряшкін О. В., Манжос О. Д. РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ НОСОВОЇ СТІЙКИ ШАСІ ЛІТАКА З РАДІУСНИМ ПЕРЕХОДОМ ЗА ТОВЩИНОЮ ПРИ ПОБУДОВІ ЛОКАЛЬНОЇ МОДЕЛІ.....	65
НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ	
Євсєєва Н. О., Борзій В. В., Сухонос Р. Ф., Беженев С. О. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СОПЛОВИХ ОТВОРІВ РОЗПИЛЮВАЧА ФОРСУНКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГУНА У2Д6.....	72
Нестеров О. В., Рубан В. Т., Кузьменко В. Г. ВПРОВАДЖЕННЯ СУЧАСНИХ ТЕХНОЛОГІЙ АЗОТУВАННЯ З МЕТОЮ ПОЛІПШЕННЯ УМОВ ПРАЦІ ТА ПІДВИЩЕННЯ ЕКОЛОГІЧНОСТІ ПРОЦЕСІВ.....	81
Плескач В. М., Акімов І. В. РУЙНУВАННЯ І ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ ПОРОШКОВИХ ВИРОБІВ.....	85

CONTENTS

STRUCTURE FORMATION.

RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

Greshta V., Brykov M., Shalomeev V., Pavlenko D., Tkach D., Efremenko V., Petryshynets I. FEATURES OF MICROARC OXIDATION OF MAGNESIUM ALLOYS AND CORROSION DESTRUCTION OF THE RESULTING COATINGS.....	6
--	---

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

Shorinov O., Dolmatov A., Balushok K., Polyviyany S. PREDICTION OF MICROHARDNESS OF ASD-1 POWDER COLD SPRAYING COATINGS.....	14
Hrabovskiy V., Kaniuka V., Lysytsia O., Yershov A. PROSPECTS FOR USE AS SUBSTITUTES HEAT-RESISTANT DIE STEELS, HIGH-NITROGEN AUSTENITIC CHROMIUM-MANGANESE STEELS WITH VANADIUM AND MOLYBDENUM..	22
Greshta V., Ershov A., Grabovsky V., Vinichenko V., Seidametov S. PHYSICAL-MECHANICAL CHARACTERISTICS AND THERMAL STRESS OF PLASMA COVERING.....	27

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

Omelchenko O., Shaleva N., Yefanov V. DETERMINATION OF THE INFLUENCE OF THE MIXTURE OF GASES ON IMPROVING THE QUALITY OF CATHODES FOR ION-PLASMA SPUTTING.....	34
Parahnevich E. THE INFLUENCE ELECTROSLAG HARD-FACING ON THE CHEMICAL COMPOUND OF NONMETALLIC INCLUSIONS AND FUSION ZONE.....	40

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

Dzhus A., Narivskiy O., Byelikov S. Subbotin S., Pulina T., Leoshchenko S. MATHEMATICAL MODELING OF PITTING RESISTANCE IN 06XH28MДТ ALLO-HEAT EXCHANGERS EXPOSED TO CIRCULATING WATERS.....	45
Antonenko N., Tkachenko I. THREE-DIMENSIONAL THERMAL CONDUCTIVITY PROBLEM FOR A MULTILAYER PLATE WITH IMPERFECT THERMAL CONTACT BETWEEN ITS LAYERS.....	53
Shevchenko V., Ryagin S., Artsybasheva D. MULTICRITERION OPTIMIZATION OF PRESS COLUMN CROSS-SECTION.....	60
Levytska T., Pozhuieva I., Mytryashkin O., Manzhos O. CALCULATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF THE NOSE STAND OF AN AIRCRAFT LANDING GEAR WITH A RADIUS TRANSITION BY THICKNESS WHEN BUILDING A LOCAL MODEL.....	65

SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION

Yevsyeyeva N., Borziy V., Sukhonos R., Bezhenov S. ESEARCH OF THE INFLUENCE OF THE NOZZLE HOLES OF INJECTOR ON THE CHARACTERISTICS OF THE U2D6 DIESEL ENGINE.....	72
Nesterov O., Ruban V., Kuzmenko V. IMPLEMENTATION OF MODERN NITRIDING TECHNOLOGIESTO IMPROVE WORKING CONDITIONS AND ENHANCE THE ENVIRONMENTAL FACILITIES FOR PROCESSES.....	81
Pleskach V., Akimov I. DESTRUCTION AND INCREASE OF STRENGTH OF POWDER PRODUCTS.....	85

УДК 669.018:669.721.5

- Грешта В. Л. канд. техн. наук, професор, ректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: greshta@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Бриков М. М. д-р техн. наук, професор, професор кафедри «Інтегровані технології зварювання та моделювання конструкцій» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: brykov@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-8158-1278
- Шаломєєв В. А. д-р техн. наук, професор, проректор з наукової роботи Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: shalomeev@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6091-837X
- Павленко Д. В. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри технології авіаційних двигунів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: dvp@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0001-6376-2879
- Ткач Д. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: dvt@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0003-0851-1481
- Єфременко В. Г. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізики ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, Україна, *e-mail*: efremenko_v_g@pstu.edu, ORCID: 0000-0002-4537-6939
- Петришинець І. PhD, провідний дослідник, Інститут матеріалознавства Словацької академії наук, м. Кошице, Словаччина, *e-mail*: ipetryshynets@imr.saske.sk, ORCID: 0000-0001-8001-5349

ОСОБЛИВОСТІ МІКРОДУГОВОГО ОКСИДУВАННЯ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ І КОРОЗІЙНОГО РУЙНУВАННЯ ОТРИМАНИХ ПОКРИТТІВ

Мета роботи. визначити особливості покриттів, які утворюються на магнієвих сплавах в процесі мікродугового оксидування (МДО) в електроліті з мінімальним вмістом базових компонентів розчину. Визначити напрями досліджень для забезпечення контрольованої розчинності магнієвих сплавів з МДО покриттям у корозійно-активному середовищі

Методи дослідження. Дослідження проводили на зразках зі сплаву МЛ5. МДО проводили з використанням змінного струму 380 В, 50 Гц і батареї конденсаторів регульованої ємності. Застосовували електроліт, що містив гідроксид калію і натрієве рідке скло. Випробування оброблених зразків на корозію проводили в водному 3% розчині NaCl. Поверхню зразків після МДО досліджували за допомогою оптичної і сканувальної електронної мікроскопії.

Отримані результати. Розглянуто результати досліджень в галузі МДО магнієвих сплавів. Показано, що застосування МДО покриттів є одним з перспективних напрямів розробки способів керування швидкістю розчинення виробів з магнієвих сплавів. Мінімізовано концентрацію реагентів в електроліті і час обробки. Встановлено, що обробку доцільно завершувати до фази інтенсивного іскроутворення. Початок процесу іскроутворення призводить до пошкодження бар'єрного шару мікродуговими розрядами, що знижує корозійну стійкість покриття.

Наукова новизна. Встановлено, що ступінь корозійного пошкодження є мінімальною для зразка, який оброблено впродовж 30 с. Отриманий результат може бути пояснено припиненням процесу МДО в момент, коли на першому етапі процесу вже утворилося щільне покриття, але ще не почався другий етап з утворенням мікродугових розрядів, які пошкоджують вже утворений оксидний шар.

Практична цінність. Результати дослідження слугуватимуть базою для подальшої роботи, спрямованої на створення виробів з магнієвих сплавів з керованим часом розчинення в корозійному середовищі. Це є особливо актуальним для виробів медичного призначення, а саме металофіксаторів для остеосинтезу з керованою швидкістю біологічної резорбції.

Ключові слова: магнієві сплави, мікродугове оксидування, оксид магнію, поверхневий шар, корозія.

Вступ

Магнієві сплави широко застосовуються у машинобудуванні та інших галузях завдяки низці уніка-

льних характеристик, а саме: задовільна міцність у поєднанні із невеликою густиною на рівні високоміцних конструкційних пластмас; високі демпфуюча здатність, теплопровідність і теплоємність; добрі техно-

логічні, зокрема ливарні, властивості, придатність до різання і гарячої обробки тиском [1].

Основним недоліком сплавів на основі магнію є низька корозійна стійкість [2]. В корозійно-активних середовищах магнієві сплави без спеціальних заходів захисту швидко кородують, особливо у випадку електрохімічної корозії в гальванічних парах із іншими металами і сплавами. Електродний потенціал магнію дорівнює $-2,37$ В, менше ніж у всіх інших металів, що застосовуються як конструкційні матеріали.

Однак висока корозійна активність магнію в певних випадках є практично корисною, наприклад, для виготовлення елементів електрохімічного захисту відповідальних конструкцій [3]. Також необхідно відзначити магнієві сплави як матеріал біорозчинних металофіксаторів для остеосинтезу. Застосування таких виробів в хірургії виключає проведення дуже травматичних повторних оперативних втручань для видалення металевих кріплень (пластини, стрижні тощо) після завершення процесу відновлення кісток [4].

Магній і продукти його корозії мають задовільну біосумісність. Відзначено позитивний вплив продуктів біодеградації магнію на остеогенез [4, 5]. Є відомості щодо локальної антибактеріальної дії магнієвих сплавів в області імплантата [4].

Покриття на магнієвих сплавах для остеосинтезу мають розчинятися з задалегідь визначеною швидкістю, зберігаючи функціональні властивості на період відновлення кісткової тканини [6]. Таким чином, необхідність забезпечення регульованої швидкості корозії магнієвих сплавів є актуальною проблемою сучасного матеріалознавства [4, 6]. Для вирішення зазначеної проблеми можливе застосування двох принципів напрямів:

- розробка сплавів із регульованою корозійною стійкістю;
- застосування покриттів або шарів, які б мали задалегідь визначену стійкість до розчинення під впливом корозійно-активного середовища.

В роботі розглядаються особливості мікродугового оксидування (МДО) магнієвих сплавів – одного із сучасних методів формування поверхневих шарів, який, на погляд авторів, має певний потенціал для вирішення проблеми регульованої корозійної стійкості магнієвих сплавів.

Аналіз досліджень та публікацій

Сутність процесу МДО полягає у формуванні оксидних шарів на поверхні так званих вентильних металів, до яких належить магній, в електролітах під дією імпульсів струму високої напруги. Мікророзряди в процесі МДО періодично утворюються у випадкових місцях між оброблюваною металевою поверхнею і електролітом. В результаті формуються оксидні шари товщиною до кількох сотень мікрометрів [7].

Процес МДО є схожим на анодування, але відрізняється застосуванням змінного струму з більш високими напругами [8]. Принципова різниця між МДО і анодуванням полягає в утворенні під час МДО

мікроіскрових розрядів у результаті пробою діелектричного бар'єрного шару, який формується на оброблюваній поверхні з перших секунд початку процесу. До досягнення певної товщини і, відповідно, електричного опору бар'єрного шару мікророзряди відсутні. З певного моменту опір бар'єрного шару підвищується до значень, за яких починається його електричний пробій. В місці дуги утворюється оксид, збільшуючи товщину діелектричного шару. В залежності від параметрів процесу (струм, напруга) і складу електроліту процес МДО може тривати від декількох хвилин до декількох годин [7].

Періодичний пробій сформованої оксидної плівки мікродуговим розрядом в принципі не дозволяє отримати суцільне покриття. До того ж оксид магнію володіє меншим питомим об'ємом ніж магній або його сплави (Pilling-Bedworth ratio < 1) [9, 10]. Сукупність цих факторів обумовлює пористість МДО покриттів до 20% [7].

На теперішній час для МДО магнієвих сплавів використовують фосфатні [11] та силікатні [12] електроліти. Для простішого за складом електроліту мінімальні концентрації гідроксиду калію і натрієвого рідкого скла складають 1 г/л і 3 г/л відповідно. Менша концентрація рідкого скла призводить до втрати стабільності процесу МДО [7]. З підвищенням його концентрації знижується міцність зчеплення покриття з основою [13]. Також із збільшенням концентрації складових електроліту зменшується напруга пробою бар'єрного шару [14], що потенційно може зменшити товщину оксидного покриття, яке формується до початку стадії іскроутворення.

Таким чином, результат процесу МДО магнієвих сплавів залежить від багатьох факторів, варіювання якими дозволяє в широкому діапазоні керувати властивостями отримуваних оксидних шарів.

Мета роботи

Мета роботи полягала у визначенні особливостей утворюваних МДО покриттів на магнієвих сплавах у електроліті, який містить гідроксид калію і натрієве рідке скло як базові компоненти розчину в мінімальних концентраціях. Додатково потрібно було визначити найбільш прийнятні режими обробки для забезпечення контрольованої розчинності магнієвих сплавів з МДО покриттям у корозійно-активному середовищі.

Матеріал і методика досліджень

Для проведення МДО використовували сплав МЛ5. Обробці піддавали зруйновані зразки після випробувань на розтяг. Перед проведенням МДО зразки шліфували абразивним папером зернистістю Р800. Після шліфування поверхню знежирювали етиловим спиртом.

МДО проводили з використанням змінного струму 380 В, 50 Гц і батареї конденсаторів з діапазоном ємностей від 2 мкФ до 34 мкФ. Силу струму фіксували за допомогою двох амперметрів з діапазонами

вимірювання до 2 А до 10 А. Застосовували електроліт із концентрацією гідроксиду калію і натрієвого рідкого скла 1 г/л і 3 г/л відповідно. Загальний об'єм ванни з електролітом складав 1,5–2 л. Температура ванни перед початком МДО всіх випробуваних зразків становила 1–5 °С.

Випробування оброблених зразків на корозію проводили в водному 3 % розчині NaCl при температурі 38 ± 2 °С. Ємність з розчином разом з ніхромовим нагрівальним елементом і термопарою ХК поміщали в термос з кришкою. Для регулювання напруги на нагрівальному елементі використовували мікропроцесорний регулятор. Напруга на нагрівальному елементі автоматично підтримувалася в діапазоні від 0 В до 25 В, опір нагрівального елемента 16 Ом. Заданий рівень температури розчину контролювали за допомогою лабораторного термометра ТТЖ-М. Якість покриттів після МДО і ступінь корозійного пошкодження зразків визначали візуально.

Дослідження поверхні зразків після МДО проводили за допомогою оптичного мікроскопа МБС-10 і сканувальних електронних мікроскопів JEOL JSM-7000F та ZEISS LEO DSM 982.

Результати і їх обговорення

Проведено серію дослідів з МДО зразків сплаву МЛ5 при різній густині струму в залежності від сумарної ємності конденсаторної батареї. У випадку низької густини струму (ємність батареї 2 мкФ) режим утворення мікродуг не реалізовувався, ймовірно через недостатню напругу між металом і електролітом. При великій густині струму (ємність батареї 34 мкФ) утворювалися потужні мікродуги, процес МДО перебігав з інтенсивним виділенням теплоти, аж до кипіння електроліту. Утворюване покриття було неравномірним, рихлим, зі значною кількістю дефектних ділянок. Найбільш візуально якісні покриття отримано за ємності конденсаторної батареї 9 мкФ та щільності струму 0,14–0,15 А/см². Цей режим обрано для проведення подальших дослідів.

На рис. 1 наведено переріз зразка із нанесеним покриттям (сканувальний електронний мікроскоп). Перетин зразка було виконано під кутом менше 90 °С, тому на зображенні можна бачити одночасно і переріз покриття, і його поверхню. В перерізі покриття присутні пори і наскрізні мікроканали, які є результатом утворення мікродугових розрядів [7].

Електронне зображення поверхні МДО покриття демонструє типову морфологію після зазначеної обробки різних металів (рис. 2). Характерними відзнаками є напливи кристалізованого оксиду і мікрократери, які утворюються впродовж мікроіскрового розряду з подальшим викидом рідкого оксиду на поверхню [15].

На рис. 3 показано місце перерізу зразка з частково відокремленим МДО покриттям. Характерною рисою зразка під відокремленим покриттям є дуже розвинена поверхня з утворенням локальних мікрократерів.

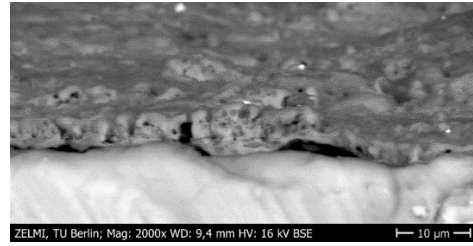


Рисунок 1. Переріз МДО покриття на магнієвому сплаві, яке отримане при густині струму 0,14-0,15 А/см²

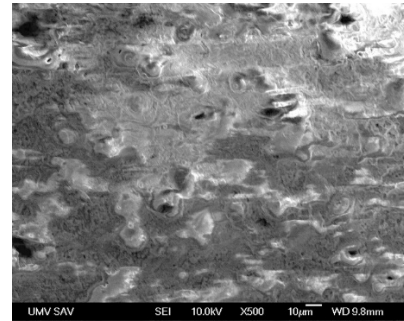


Рисунок 2. Поверхня зразка після МДО

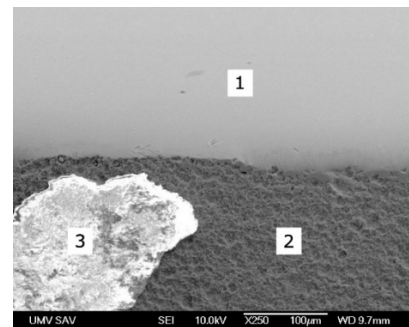


Рисунок 3. Місце локального відокремлення МДО покриття від зразка: 1 – поверхня перерізу зразка; 2 – бокова поверхня зразка під відокремленим покриттям; 3 – МДО покриття, що залишилось на зразку

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (EDX) основного матеріалу в перерізі 1, бокової поверхні під відокремленим покриттям 2 і МДО покриття, що залишилось на зразку 3, наведено в табл.1. За результатами EDX аналізу різних ділянок зразка після МДО можна зробити початкові висновки.

Таблиця 1 – Результати EDX аналізу зразка після МДО

Елемент	Вміст елементів у різних областях зразка, масові %		
	1	2	3
C	6,02	9,72	18,02
O	1,59	10,02	44,11
Mg	83,52	74,35	22,08
Al	8,87	5,91	1,38
Si	-	-	13,14
Інше	-	-	1,27 (Ca)
Всього	100	100	100

Вуглець зазвичай потрапляє на зразки з будь-якими органічними сполуками, тому в даному випадку його вміст можна не враховувати. Присутність кисню в зоні 1 можна пояснити його перенесенням з покриття 3 в процесі різання і полірування зразка. Якщо не брати до уваги вуглець і кисень, елементний склад зразка в зоні перерізу 1 практично відповідає складу сплаву МЛ5. Наявність великої кількості кисню в зоні 3 підтверджує утворення оксиду магнію в МДО покритті, а присутність кремнію зумовлена його перенесенням із розчину, який містить рідке скло як один з компонентів.

Звертає увагу вміст кисню в зоні 2. Вміст є значно меншим, ніж в зоні 3, хоча досить значущим щоб можна було припустити утворення оксиду магнію. Виникає запитання, чому є така велика різниця за вмістом кисню в зонах 2 і 3, якщо в обох зонах утворюється оксид магнію?

Можливою причиною є різні товщини оксидних шарів в зонах 2 і 3. Згідно з рис. 1 товщина МДО покриття (відповідає зоні 3 на рис. 2) становить 4–6 мкм. Це більше, ніж глибина проникнення електронного «зонду» [16], який збирає інформацію про елементний склад матеріалу. В цьому випадку можна вважати, що вміст елементів є постійним за об'ємом «зонду» і відповідає кількості, яку визначено за результатом EDX аналізу в зоні 3. Якщо припустити, що в зоні 2 присутній оксид магнію, тоді меншу, ніж в зоні 3, кількість кисню і більшу кількість магнію можна пояснити меншою товщиною оксидного шару в зоні 2. Тобто має місце градієнт концентрації елементів, зокрема кисню, по глибині «зонду». Максимальною концентрацією є у тонкому оксидному шарі, глибина якого є меншою ніж глибина проникнення «зонду» в поверхню. Через градієнт вмісту по глибині «зонду» середня кількість кисню є нижчою, ніж його кількість у поверхневому шарі зони 2.

Таким чином, підтверджується формування бар'єрного оксидного шару на початковій стадії процесу МДО [7]. Відсутність кремнію в цьому шарі може бути перевагою у випадку виготовлення металофікаторів медичного призначення. Подальші експерименти було спрямовано на визначення особливостей утворення покриття на сплаві МЛ5 саме на початкових стадіях процесу МДО.

Проведено обробку чотирьох зразків впродовж 15 с, 30 с, 60 с і 120 с. Сумарна ємність конденсаторної батареї складала 9 мкФ. Струм в момент старту складав 1,1 А. Впродовж обробки струм знижувався до рівня 1,0 А. Мікродуги починали утворюватися приблизно через 60 с після вмикання установки.

На рис. 4 наведено вигляд в оптичному мікроскопі поверхонь після обробки впродовж 60 с (рис. 4а) та 120 с (рис. 4б). Після обробки впродовж 120 с з'явилися окремі агрегати (1), які, вірогідно, утворилися впродовж мікродугового пробою бар'єрного шару і є зародками суцільного покриття більшої товщини, приклад якого наведено на рис. 1 та рис. 2.

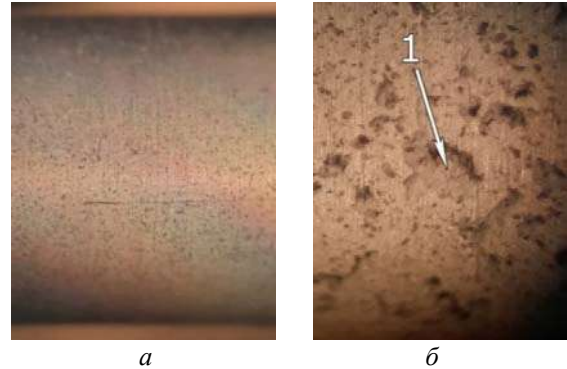


Рисунок 4. Вигляд зразків після МДО в оптичному мікроскопі: а – обробка впродовж 60 с ($\times 24$); б – обробка впродовж 120 с ($\times 42$); 1 – зародки покриття, що утворюється після появи мікродугових розрядів

Оброблені зразки піддавали витримці в 3 % водному розчині NaCl в термостаті впродовж 80 годин. Зовнішній вигляд зразків після обробки наведено на рис. 5. Візуально найменше корозійне ушкодження зазнав зразок, який піддавали МДО протягом 30 с (другий зразок зліва). Перший зразок зліва (обробка впродовж 15 с) був значно коротшим за інші (рис. 6.)



Рисунок 5. Вигляд зразків після витримки в 3 % водному розчині NaCl. Час МДО зліва направо: 15 с, 30 с, 60 с, 120 с



Рисунок 6. Короткий зразок після МДО впродовж 15 с

Мінімальне корозійне пошкодження зразка, який оброблено впродовж 30 с, можна пояснити так: на початковій стадії МДО іскроутворення не відбувається, а формується бар'єрний шар за механізмом, спорідненим до анодування [7]. Коли опір бар'єрного шару зростає до критичної величини, починаються його пробої з утворенням локальних мікроіскрових розрядів. Під час пробою відбувається пошкодження покриття і, як наслідок, погіршення його стійкості до корозійного руйнування.

Отриманий результат узгоджується з даними роботи [17]. Автори проводили МДО обробку магнієвого сплаву AZ91D (аналог МЛ5) впродовж 1, 5, 10, 20, 30 хвилин з подальшими корозійними випробуваннями. Встановлено, що покриття, яке отримано в ре-

зультаті обробки впродовж 1 хв, володіло найкращою корозійною стійкістю. Відзначено, що корозійна стійкість МДО покриттів визначається саме їх щільністю, а не загальною товщиною. Покриття має подвійну структуру; внутрішній шар є більш щільним. Таким чином, збільшення часу МДО призводить лише до збільшення товщини покриття, але не покращує корозійну стійкість [17].

Проведено МДО обробку впродовж 30 с ще одного зразка з подальшою витримкою в 3 % розчині NaCl впродовж 15 годин. Вигляд поверхні зразка в оптичному мікроскопі після МДО і подальшої витримки в розчині наведено на рис. 7; зовнішній вигляд зразка після витримки в розчині наведено на рис. 8. Під час витримки в розчині зразок був підвішений на нитці, тому розташовувався під кутом до вертикалі. У зв'язку з цим границя пошкодженого покриття також розташована під кутом (див. рис. 8).

Характерною особливістю поверхні зразка, яку було занурено в розчин, виявилися множинні виступи продуктів корозії, ймовірно, в місцях пор у вихідному покритті (рис. 7б). Утворення таких ділянок є додатковим чинником, який може бути задіяним з метою регулювання швидкості корозійного руйнування магнієвих сплавів після МДО. Пасивацію наскрізних пор шляхом кип'ятіння зразків у дистильованій воді застосовано в роботі [18]. За 30 хв кип'ятіння на дні наскрізних пор утворювався гідроксид магнію $Mg(OH)_2$, що забезпечувало додатковий короточасний захист, але випробування проводили в агресивному кислотному середовищі (рН 3 та 6). Вірогідно, що у випадку корозії у менш агресивних середовищах пасивація наскрізних пор після МДО здатна забезпечити більш значущий антикорозійний ефект.

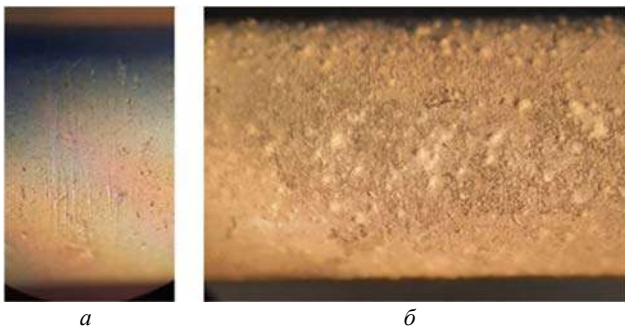


Рисунок 7. Вигляд поверхні зразка після МДО впродовж 30 с (а) і подальшої витримки в 3 % розчині NaCl впродовж 15 годин (б)



Рисунок 8. Зразок після МДО впродовж 30 с і витримки в 3 % розчині NaCl впродовж 15 годин

Таким чином, оптимізація часу і режимів МДО, а також складу електроліту є перспективним напрямом подальших досліджень, спрямованих на створення виробів з магнієвих сплавів з контрольованим часом розчинення в корозійному середовищі.

Висновки

Розглянуто результати досліджень в галузі МДО магнієвих сплавів. Показано, що застосування МДО покриттів на магнієвих сплавах потенційно надає можливість вирішити актуальну науково-прикладну проблему матеріалознавства, а саме відсутність способів керування швидкістю біологічної резорбції виробів з магнієвих сплавів для остеосинтезу [4]. Вимога регульованої біорозчинності впливає з необхідності збереження функціональних властивостей металофіксаторів на період відновлення кісткової тканини. Оскільки період відновлення для різних кісток коливається в досить великому інтервалі часу, потрібно відповідним чином регулювати час руйнування покриття до моменту активного корозійного розчинення основного металу.

Варіювання параметрами процесу МДО і складом електроліту надає можливості в достатньо широкому діапазоні змінювати склад і властивості покриттів. Запропоновано мінімізувати як концентрацію реагентів в електроліті, так і час обробки виробу з магнієвого сплаву для можливо меншого потенційно шкідливого впливу на організм елементів і сполук, які залишаються після руйнування покриття.

Проведено експерименти з нанесенням МДО покриття на сплав МЛ5 в електроліті «КОН + натрієве рідке скло» з мінімальною концентрацією складових у розчині. Встановлено, що:

1. Процес МДО сплаву МЛ5 доцільно завершувати до початку фази інтенсивного іскроутворення.
2. Оптиміальний час обробки складає 30 с при густині струму $0,15 \text{ A/cm}^2$.

3. Під час витримки в корозійно-активному середовищі зразка із сплаву МЛ5 з МДО покриттям в наскрізних порах поступово формуються тверді продукти корозії, що перешкоджають проникненню електроліту до основного металу. Під час подальшої витримки відбувається руйнування тільки ділянок покриття без пор, що може уповільнити процес руйнування всього покриття і, відповідно, збільшити час до розчинення магнієвого елемента.

Таким чином, подальші дослідження можуть бути спрямованими на підвищення корозійної стійкості магнієвих сплавів для біорозчинних виробів, а також оптимізацію складу електроліту і параметрів процесу нанесення захисних покриттів методом МДО із короточасною витримкою зразка в електроліті. Комплексне вирішення цих завдань сприятиме досягненню основної мети, а саме забезпеченню потрібного часу розчинення металофіксаторів для остеосинтезу в залежності від часу відновлення кісткової тканини у кожному окремому випадку лікування травм.

Список літератури

1. Шаломєєв В. А. Вплив алюмінію на формування зміцнювальної фази в магнієвих сплавах / В. А. Шаломєєв, Лук'яненко О. С. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 1. – С. 15–18. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2021-2-2>
2. Bender S. Corrosion and surface finishing of magnesium and its alloys / S. Bender, J. Göllner, A. Heyn, C. Blawert, P. Bala Srinivasan // In Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy. – 2013. – P. 232–265. DOI: <https://doi.org/10.1533/9780857097293.232>
3. Magnesium-Based Sacrificial Anode Cathodic Protection Coatings (Mg-Rich Primers) for Aluminum Alloys // S. S. Pathak, S. K. Mendon, M. D. Blanton, J. W. Rawlins // Metals. – 2012. – № 2. – P. 353–376. DOI: <https://doi.org/10.3390/met2030353>
4. Чорний В. М. Перспективи застосування біодеградуєчих сплавів на основі магнію в остеосинтезі / В. М. Чорний // Запорізький медичний журнал. – 2013. – № 6. – С. 76–79.
5. Witte F. The history of biodegradable magnesium implants: A review / F. Witte // Acta Biomaterialia. – 2010. – Vol. 6. – Issue 5. – P. 1680–1692. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2010.02.028>
6. Peron M. Mg and Its Alloys for Biomedical Applications: Exploring Corrosion and Its Interplay with Mechanical Failure / M. Peron, J. Torgersen, F. Berto // Metals. – 2017. – Vol. 7(7). – P. 252. DOI: <https://doi.org/10.3390/met7070252>
7. Субботіна В. В. Формування багатофункціональних покриттів на вентилях металів методом мікродугового окислення : дис...д.т.н.: 05.02.01 // Субботіна Валерія Валеріївна. – Харків, 2021. – 336 с.
8. Clyne T. W. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals / T. W. Clyne, Troughton S. C. // International Materials Reviews. – 2019. – Vol. 64. – Issue 3. – P. 127–162. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2018.1466492>
9. Progress in bioactive surface coatings on biodegradable Mg alloys: A critical review towards clinical translation / N. Singh, U. Batra, K. Kumar et al. // Bioactive Materials. – 2023. – Volume 19. – P. 717–757. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2022.05.009>
10. Tuning of the Mg Alloy AZ31 Anodizing Process for Biodegradable Implants / A. Zaffora, F. Di Franco, D. Virtù et al. // ACS Applied Materials & Interfaces. – 2021. – 13. – 11/ – P. 12866–12876. DOI: <https://doi.org/10.1021/acsami.0c22933>
11. Effect of ultrasonic cold forging technology as the pretreatment on the corrosion resistance of MAO Ca/P coating on AZ31B Mg alloy / L. Chen, Y. Gu, L. Liu, S. et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Volume 635. – P. 278–288. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.02.086>
12. Anodizing of magnesium alloy AZ31 in alkaline solutions with silicate under continuous sparking / L. Chai, X. Yu, Z. Yang et al. // Corrosion Science. – 2008. – Vol. 50. – Issue 12. – P. 3274–3279. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.08.038>
13. Duan H. Effect of electrolyte additives on performance of plasma electrolytic oxidation films formed on magnesium alloy AZ91D / H. Duan, C. Yan, F. Wang // Electrochimica Acta. – 2007. – Volume 52. – Issue 11. – P. 3785–3793. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.10.066>
14. Ono S. Effect of Electrolyte Concentration on the Structure and Corrosion Resistance of Anodic Films Formed on Magnesium through Plasma Electrolytic Oxidation / S. Ono, S. Moronuki, Y. Mori et al. // Electrochimica Acta. – 2017. – Vol. 240. – P. 415–423. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2017.04.110>
15. Curran J. A. Thermo-physical properties of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium / Curran, J. A., & Clyne, T. W. // Surface and Coatings Technology. – 2005. – Vol. 199. – Issues 2–3. – P. 168–176. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.09.037>
16. In EDAX analysis, how much X-ray can penetrate in surface of sample? [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.researchgate.net/post/In-EDAX-analysis-how-much-X-ray-can-penetrate-in-surface-of-sample/> (дата звернення: 11.06.2023). – Назва з екрана.
17. Structure and corrosion resistance of ZrO₂ ceramic coatings on AZ91D Mg alloys by plasma electrolytic oxidation / Z. Yao, Y. Xu, Y. Liu et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2011. – Vol. 509. – Issue 33. – P. 8469–8474. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.06.011>
18. Influence of electrolyte on corrosion properties of plasma electrolytic conversion coated magnesium alloys / C. Blawert, V. Heitmann, W. Dietzel et al. Klapkiv // Surface and Coatings Technology. – 2007. – Vol. 201. – Issue 21. – P. 8709–8714. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.07.169>

Одержано 30.08.2023

FEATURES OF MICROARC OXIDATION OF MAGNESIUM ALLOYS AND CORROSION DESTRUCTION OF THE RESULTING COATINGS

- Greshta V. Ph. D., Professor, Rector, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: greshta@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Brykov M. Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Integrated Welding Technologies and Structural Modelling, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: brykov@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-8158-1278
- Shalomeev V. Dr. Sc, Professor, Vice-Rector for Research, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: shalomeev@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6091-837X
- Pavlenko D. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Aircraft Engine Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: dvp@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0001-6376-2879
- Tkach D. Ph. D., Associate Professor of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: dvt@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0003-0851-1481
- Efremenko V. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physics, Mariupol State Technical University, Mariupol, Ukraine, *e-mail*: efremenko_v_g@pstu.edu, ORCID: 0000-0002-4537-6939
- Petryshynets I. Ph. D., Senior Researcher, Institute of Materials Science, Slovak Academy of Sciences, Košice, Slovakia, *e-mail*: ipetryshynets@imr.saske.sk, ORCID: 0000-0001-8001-5349

Purpose of this work was to determine the characteristics of coatings formed on magnesium alloys during the process of micro-arc oxidation (MAO) in an electrolyte with minimal content of basic solution components. Additionally, the study aims to identify research directions that can ensure controlled solubility of magnesium alloys with MAO coatings in a corrosive and active environment.

Research methods. The study was performed on samples of MJ15 alloy. The MAO was conducted using an alternating current of 380 V and 50 Hz, along with a battery of capacitors with adjustable capacity. The electrolyte used was a combination of potassium hydroxide and sodium liquid glass. Corrosion tests of the treated samples were conducted in a 3 % aqueous NaCl solution. The surface of the samples after MAO was examined using optical and scanning electron microscopy.

Results. The results of research in the field of MAO of magnesium alloys are considered. It is shown that the use of MAO coatings is one of the promising directions for developing methods to control the dissolution rate of magnesium alloy products. The concentration of reagents in the electrolyte and the processing time were minimized. It was found that it is advisable to complete the treatment before the phase of intense sparking. The initiation of the sparking process leads to the damage of the barrier layer by microarc discharges, which reduces the corrosion resistance of the coating.

Scientific novelty. It was found that the degree of corrosion damage was minimal for the sample treated for 30 s. The obtained result can be explained by the termination of the MAO process at the moment when a dense coating has already formed at the first stage of the process, but the second stage with the formation of micro-arc discharges, which damage the already formed oxide layer, has not yet begun.

Practical value. The results of the study will serve as a basis for further work aimed at creating magnesium alloy products with a controlled dissolution time in a corrosive environment. This is especially relevant for medical products, namely metal fixators for osteosynthesis with a controlled rate of biological resorption.

Key words: magnesium alloys, microarc oxidation, magnesium oxide, surface layer, corrosion.

References

1. Shalomyeyev, V. A., Luk'yanenko, O. S. (2021). Vplyv alyuminiyu na formuvannya zmitsnyuval'noyi fazy v mahniyevykh splavakh [Influence of aluminum on the formation of a strengthening phase in magnesium alloys]. Novi materialy i tekhnolohiyi v metalurhiyi ta mashynobuduvanni [New materials and technologies in metallurgy and machine building], 1, 15–18. doi: 10.15588/1607-6885-2021-2-2
2. Bender, S., Göllner, J., Heyn, A., Blawert, C., Bala Srinivasan, P. (2013). Corrosion and surface finishing of magnesium and its alloys, In Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering,

Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy, 232–265.
doi: 9780857097293.232

3. Pathak, S. S., Mendon, S. K., Blanton, M. D., Rawlins, J. W. (2012). Magnesium-Based Sacrificial Anode Cathodic Protection Coatings (Mg-Rich Primers) for Aluminum Alloys, *Metals*, 2, 353–376. doi: 10.3390/met2030353

4. Chorny, V.M. (2013). Perspektyvy zastosuvannya biodehraduyuchykh splaviv na osnovi mahniyu v osteosyntezi [Prospects for the use of biodegradable magnesium-based alloys in osteosynthesis], *Zaporiz'kyy medychnyy zhurnal [Zaporizhzhya medical journal]*, 6, 76–79.

5. Witte, F. (2010). The history of biodegradable magnesium implants: A review, *Acta Biomaterialia*, 6(5), 1680–1692. doi:10.1016/j.actbio.2010.02.028

6. Peron, M., Torgersen, J., Berto, F. (2017). Mg and Its Alloys for Biomedical Applications: Exploring Corrosion and Its Interplay with Mechanical Failure, *Metals*, 7(7), 252. doi: 10.3390/met7070252

7. Subbotina, V.V. (2021). Formuvannya bahatofunktsional'nykh pokryttiv na ventyl'nykh metalakh metodom mikrodu-hovoho oksyduvannya [Formation of multifunctional coatings on valve metals by the method of micro-arc oxidation]. Kharkiv, 336 p.

8. Clyne, T. W., Troughton, S. C. (2019). A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals, *International Materials Reviews*, 64(3), 127–162. doi: 10.1080/09506608.2018.1466492

9. Singh, N., Batra, U., Kumar, K., Ahuja, N., Mahapatro, A. (2023) Progress in bioactive surface coatings on biodegradable Mg alloys: A critical review towards clinical translation, *Bioactive Materials*, 19, 717–757. doi:10.1016/j.bioactmat.2022.05.009

10. Zaffora, A., Di Franco, F., Virtù, D., Pavia, F. C., Gherzi, G., Virtanen, S., Santamaria, M. Tuning of the Mg Alloy AZ31 Anodizing Process for Biodegradable Implants, *ACS Applied Materials & Interfaces*, 13(11), 12866–12876. doi: 10.1021/acsami.0c22933

11. Chen, L., Gu, Y., Liu, L., Liu, S., Hou, B., Liu, Q., Ding, H. (2015). Effect of ultrasonic cold forging technology as the pretreatment on the corrosion resistance of MAO Ca/P coating on AZ31B Mg alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 635, 278–288. doi:10.1016/j.jallcom.2015.02.086

12. Chai, L., Yu, X., Yang, Z., Wang, Y., Okido, M. (2008). Anodizing of magnesium alloy AZ31 in alkaline solutions with silicate under continuous sparking, *Corrosion Science*, 50(12), 3274–3279. doi: 10.1016/j.corsci.2008.08.038

13. Duan, H., Yan, C., Wang, F. (2007). Effect of electrolyte additives on performance of plasma electrolytic oxidation films formed on magnesium alloy AZ91D, *Electrochimica Acta*, 52(11), 3785–3793. doi:10.1016/j.electacta.2006.10.066

14. Ono, S., Moronuki, S., Mori, Y., Koshi, A., Liao, J., Asoh, H. (2017). Effect of electrolyte concentration on the structure and corrosion resistance of anodic films formed on magnesium through plasma electrolytic oxidation, *Electrochimica Acta*, 240, 415–423. doi:10.1016/j.electacta.2017.04.110

15. Curran, J. A., Clyne, T. W. (2005). Thermo-physical properties of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium, *Surface and Coatings Technology*, 199(2–3), 168–176. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.09.037

16. In EDAX analysis, how much X-ray can penetrate in the surface of the sample? Retrieved from ResearchGate website: <https://www.researchgate.net/post/In-EDAX-analysis-how-much-X-ray-can-penetrate-in-surface-of-sample/>

17. Yao, Z., Xu, Y., Liu, Y., Wang, D., Jiang, Z., Wang, F. (2011). Structure and corrosion resistance of ZrO₂ ceramic coatings on AZ91D Mg alloys by plasma electrolytic oxidation, *Journal of Alloys and Compounds*, 509(33), 8469–8474. doi:10.1016/j.jallcom.2011.06.011

18. Blawert, C., Heitmann, V., Dietzel, W., Nykyforchyn, H. M., Klapkiv, M. D. (2007). Influence of electrolyte on corrosion properties of plasma electrolytic conversion coated magnesium alloys, *Surface and Coatings Technology*, 201 (21), 8709–8714. doi:j.surfcoat.2006.07.169

КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

УДК 621.793.71

- Шорінов О. В. канд. техн. наук, доцент кафедри технології виробництва авіаційних двигунів Національного аерокосмічного університету ім. М. Є. Жуковського «Харківський авіаційний інститут», м. Харків, Україна, e-mail: o.shorinov@khai.edu, ORCID: 0000-0002-5057-6679
- Долматов А. І. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри технології виробництва авіаційних двигунів Національного аерокосмічного університету ім. М. Є. Жуковського «Харківський авіаційний інститут», м. Харків, Україна, e-mail: a.dolmatov@khai.edu, ORCID: 0000-0001-7943-2890
- Балушок К. Б. канд. техн. наук, головний інженер АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: motor@motorsich.com, ORCID: 0000-0002-8212-9275
- Поливяний С. О. заступник директора з виробництва авіаційних двигунів – начальник виробничого управління АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sergeypolyvanij@ukr.net, ORCID: 0000-0003-0558-1353

ПРОГНОЗУВАННЯ МІКРОТВЕРДОСТІ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКУ АСД-1, ОТРИМАНИХ ХОЛОДНИМ ГАЗОДИНАМІЧНИМ НАПИЛЮВАННЯМ

Мета роботи. Отримати математичну модель для опису залежності мікротвердості покриттів з порошку алюмінію АСД-1 від трьох основних факторів процесу холодного газодинамічного напилювання з використанням статистичних методів планування експерименту.

Методи дослідження. Для проведення експериментальних досліджень використовувались методи статистичного планування багатофакторних експериментів і регресійного аналізу. Дослідження мікротвердості виконано за стандартною методикою, наведеною в ГОСТ 9450-76. Підготовка поперечних мікрошліфів для досліджень мікротвердості проведено за стандартними методиками з підготовки зразків для металографічних досліджень мікроструктури. Для оброблення статистичних даних використано спеціалізовану комп'ютерну програму Stat-Ease 360.

Отримані результати. Досліджено комплексний вплив параметрів процесу холодного газодинамічного напилювання на мікротвердість покриттів з порошку АСД-1 в широкому діапазоні значень. За результатами експериментальних досліджень встановлено, що в досліджуваних діапазонах робочих режимів напилювання можливо отримати мікротвердість покриттів від 49 до 66 $HV_{0.15}$. Результати дисперсійного аналізу показали, що температура газу і дистанція напилювання найбільшим чином впливають на мікротвердість покриттів, в той час як тиск газу значного впливу на останню не має. Отримане рівняння регресії може бути використане для прогнозування мікротвердості покриттів з досліджуваного порошку, а похибка між розрахунковими та фактичними значеннями не перевищує 5 %.

Наукова новизна. Отримано емпіричні залежності мікротвердості покриттів з порошку АСД-1, нанесені холодним газодинамічним напилюванням, від температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання в заданих діапазонах значень.

Практична цінність. Отримані залежності мікротвердості покриттів від параметрів процесу можуть бути використані для вибору режимів холодного газодинамічного напилювання захисних й відновлювальних покриттів, зокрема на деталях авіаційних двигунів.

Ключові слова: планування експерименту, дисперсійний аналіз, рівняння регресії, режими напилювання, оптимізація.

Вступ

Наразі важко назвати галузі промисловості, де б не використовувалися покриття, отримані газополуменим [1], плазмовим [2], детонаційним [3] та іншими методами газотермічного напилювання [4]. Аеро-космічна та авіаційна галузі є одними з таких, де широко використовуються теплозахисні, жаро-, корозійно-, і

зносостійкі покриття, номенклатура яких нараховує сотні найменувань, які наносять практично на більшість основних вузлів серійних авіаційних двигунів [5–7]. Використання легких сплавів на основі алюмінію, магнію та титану для виробництва деталей, потребує спеціальних технологій для можливості напилювання на них покриттів через чутливість цих сплавів до

високих температур, характерних для традиційних методів газотермічного напилювання.

Холодне газодинамічне напилювання (ХГН) є методом нанесення покриттів, яке також знайшло своє місце серед інших технологій газотермічного напилювання і останнім часом набуває все більшого значення в вищезазначених галузях. З одної сторони, це пов'язано з подальшим підвищенням ефективності силових установок і характеристик літальних апаратів, а з іншої – з удосконаленням обладнання, технологій та матеріалів для холодного газодинамічного напилювання покриттів. В основі методу лежить прискорення частинок порошку газовим потоком до надзвукової швидкості в каналі звукувальнорозширювального сопла, їх нагріванням до температури нижчою за температуру плавлення матеріалу з якого отримано порошок, та подальшим зіткненням з поверхнею, деформацією та утворенням адгезійнокогезійних зв'язків [9].

Аналіз досліджень та публікацій

Комплексне дослідження процесів ХГН є поєднанням теоретичних [9] та експериментальних [10] методів. Експериментальні дослідження проводять в багатьох областях науки та техніки, метою яких є або встановлення нових фактів про об'єкт дослідження, або порівняння впливу різних умов на досліджуваний процес. Переважну кількість досліджень проводять з метою встановлення за допомогою експерименту функціональних або статистичних зв'язків між декількома величинами або для вирішення екстремальних задач. Класичний метод постановки експерименту передбачає фіксування на прийнятих рівнях усіх змінних факторів, окрім одного, значення якого певним чином змінюють в обраному діапазоні. Цей метод є основою одnofакторного експерименту [11].

Одnofакторні експерименти мають місце при дослідженні процесу холодного напилювання, коли дослідника цікавить залежність шуканої величини лише від одного фактору [12]. Використання одnofакторного експерименту для дослідження багатофакторних процесів призводить до необхідності проведення дуже великої кількості дослідів. Їх реалізація потребує матеріальних ресурсів та часу, на протязі якого вплив неконтрольованих факторів на результати дослідів може суттєво змінитися. Тому дані численних дослідів виходять неспівставні. Звідси можна зробити висновок, що результати одnofакторних експериментів, отримані при дослідженні багатофакторних систем, часто малопридатні для практичного застосування. Окрім того, при вирішенні екстремальних задач дані великої кількості дослідів виявляються зайвими, оскільки є отриманими для області, далекої від оптимума.

Для дослідження багатофакторних систем найбільш доцільним є використання статистичних методів планування експерименту [13, 14]. Під плануванням експерименту розуміють процес визначення кількості та умов проведення дослідів, необхідних і достатніх для вирішення поставленої задачі з достатньою точ-

ністю. Статистичні методи планування експерименту дозволяють при мінімальній кількості дослідів отримати моделі багатофакторних процесів [15].

На основі проведеного літературного огляду було визначено основні параметри процесу холодного газодинамічного напилювання низького тиску, а саме температура та тиск газу на вході в сопло, а також дистанція напилювання, які впливають на мікротвердість покриттів [16]. Ці параметри впливають на нагрівання та прискорення частинок, їх розплющування при зіткненні з підкладкою, і, як наслідок, забезпечують їх зчеплення з останньою з формуванням певного комплексу фізико-механічних характеристик.

Мета роботи

Метою роботи є отримання математичної моделі для опису залежності мікротвердості покриттів з порошку алюмінію АСД-1 від трьох основних факторів процесу холодного газодинамічного напилювання, а саме температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання, з використанням статистичних методів планування експерименту.

Матеріал і методика досліджень

Обладнання та матеріали

Напилювання покриттів було виконано за допомогою установки холодного газодинамічного напилювання низького тиску ДИМЕТ-405.

Для отримання покриттів було використано порошок алюмінію АСД-1 (рис. 1).

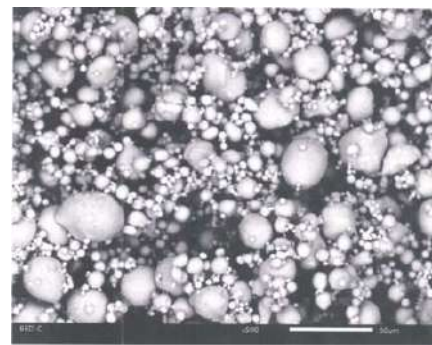


Рисунок 1. Мікроснімок порошкової суміші АСД-1

В якості матеріалу підкладки було використано алюмінієвий сплав Д16-Т. Для напилювання покриттів були підготовлені зразки пластини розміром $25 \times 50 \times 1,5$ мм.

Попередня підготовка поверхні зразків перед напилюванням складалася з піскоструминного оброблення оксидом алюмінію розміром F60...120 для видалення поверхневого оксидного шару та підвищення шорсткості поверхні, а також наступним знежирення розчинником. Шорсткість поверхні зразка після піскоструминного оброблення становила від 120 до 160 мкм.

Визначення факторів, рівнів та інтервалів їх варіювання

Першим етапом при плануванні експерименту є визначення параметрів процесу, тобто незалежних змінних або факторів, які найбільше впливають на характеристики покриттів. Добре відомо, що якість та ефективність напилювання покриттів залежать від великої кількості робочих параметрів та їх комплексного впливу.

За результатами літературного аналізу та попередніх досліджень, проведених в нашій лабораторії, головними параметрами процесу холодного газодинамічного напилювання, від яких в значній мірі залежить мікротвердість покриттів (змінна відгуку), є

- температура газу на вході в сопло;
- тиск газу на вході в сопло;
- дистанція напилювання.

Вирішення будь-якої задачі оптимізації починається з вибору області експерименту. Вибір цієї області проводиться на основі аналізу апріорної інформації. В області експерименту визначають основні рівні та інтервали їх варіювання. Основним або нульовим рівнем фактору є його значення, прийняте за вихідне в плані експерименту. Вибір основних рівнів виконується таким чином, щоб їх поєднання відповідало значенню параметра оптимізації, за можливістю більш близького до оптимального. Кожне поєднання рівнів факторів є багатомірною точкою в факторному просторі. Для визначення верхнього і нижнього рівня для кожного фактору було обрано інтервал варіювання фактору, семіричний відносно основного рівня.

В табл. 1 представлено досліджувані параметри процесу ХГН та їх рівні.

$$y(x_1; x_2; x_3) = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_3 x_3 + \beta_{12} x_1 x_2 + \beta_{13} x_1 x_3 + \beta_{23} x_2 x_3 + \beta_{11} x_1^2 + \beta_{22} x_2^2 + \beta_{33} x_3^2, \quad (2)$$

де β_0 – постійна;

$\beta_1, \beta_2, \beta_3$ – коефіцієнти змінних x_1, x_2 і x_3 відповідно;

$\beta_{11}, \beta_{22}, \beta_{33}$ – коефіцієнти квадратів змінних x_1, x_2 і x_3 відповідно;

$\beta_{12}, \beta_{13}, \beta_{23}$ – коефіцієнти взаємодії змінних x_1, x_2, x_3 відповідно.

Як видно з виразу (2), модель включає в себе вплив основних факторів та їх взаємодії. В дослідженні при плануванні експерименту використано центральний композиційний план. В такому плані для трьох факторів до повного факторного експерименту типу 2^3 додають 6 «зіркових» точок з координатами $(+\alpha; 0; 0)$, $(-\alpha; 0; 0)$, $(0; +\alpha; 0)$, $(0; -\alpha; 0)$, $(0; 0; +\alpha)$, і $(0; 0; -\alpha)$, і деяке число n_0 точок в центрі плану. Величина «зіркового» плеча $\alpha = 1$ (центральний композиційний план з центрами на гранях), а кількість паралельних дослідів в центрі плану $n = 6$. Таким чином, загальна кількість дослідів становить 20, що є достатнім для оцінки лінійного, квадратичного, а також двофакторного впливу змінних параметрів на мікротвердість покриттів.

Таблиця 1 – Досліджувані фактори та рівні їх варіювання

Фактор	Одиниця виміру	Рівні		
		-1	0	+1
Температура газу, T_0	°C	450	500	550
Тиск газу, P_0	МПа	0,6	0,8	1,0
Дистанція напилювання, S	мм	10	15	20

Розроблення матриці експерименту

Для зменшення часу та коштів на проведення експериментів для отримання необхідної інформації щодо впливу досліджуваних параметрів процесу на мікротвердість покриттів, було застосовано методологію планування експерименту [17].

В цьому дослідженні відгук (мікротвердість покриття) є функцією від початкових температури газу на вході в сопло $T_0(x_1)$, тиску газу на вході в сопло $P_0(x_2)$, і дистанції напилювання $S(x_3)$, та може бути представлений у вигляді

$$\text{Мікротвердість}(HV_{0,15}) = f(T_0; P_0; S). \quad (1)$$

Використано три рівні для досліджуваних параметрів: низький (-1), середній (0), та високий (+1). Для опису залежностей та прогнозування параметру оптимізації від вхідних незалежних змінних було застосовано поліном другого порядку. Для експерименту з трьома вхідними змінними (x_1, x_2, x_3) рівняння регресії має вигляд

В табл. 2 показано матрицю планування, що складається з 20 експериментів з закодованими та початковими значеннями.

Проведення експерименту

Після вибору плану експерименту, основних рівнів та інтервалів варіювання факторів, було проведено експеримент. Кожний рядок матриці (див. табл. 2) є режимами напилювання для окремого досліду. Відповідно до плану експерименту було напилено покриття по три зразки для кожної комбінації режимів напилювання з подальшим визначенням середнього значення параметру відгуку. Експерименти проводилися в довільному порядку для запобігання виникнення систематичної похибки експерименту (порядок проведення дослідів обрано за таблицею випадкових чисел). Параметри процесу холодного напилювання, що не змінювалися впродовж проведення всіх дослідів, наступні: швидкість сканування – 20 мм/с, а витрата порошку – 0,5 г/с.

Визначення мікротвердості покриттів

Дослідження мікротвердості отриманих покриттів виконано за ГОСТ 9450-76 «Вимірювання мікротвердості вдавлуванням алмазних наконечників» з використанням твердоміру мікро-Віккерс LECO AMH55 (рис. 2).



Рисунок 2. Твердомір мікро-Віккерс AMH55

На підготовлені зразки з сплаву Д16-Т згідно плану експерименту було напилено покриття з порошку АСД-1 завтовшки приблизно 2 мм. Після цього за

стандартними методиками з підготовки зразків для металографічних досліджень мікроструктури, було отримано поперечні мікрошліфи покриттів з їх подальшим використанням для визначення мікротвердості.

Середні значення мікротвердості покриттів з порошку АСД-1, отримані за результатами досліджень і розрахунків, наведено в табл. 2.

Результати досліджень та їх обговорення

Отримання емпіричних залежностей

Розрахунок коефіцієнтів регресії виконано в програмному пакеті для оброблення статистичних даних Stat-Ease 360. Значущість кожного з коефіцієнтів оцінено за допомогою параметричного *t*-критерію Стьюдента та *p*-величини, і наведено в табл. 3. Після визначення значущих величин (при рівні достовірності 95 %), була отримана емпірична залежність для прогнозування мікротвердості покриття з порошку АСД-1 (рівняння 3)).

Таблиця 2 – Матриця планування експерименту

Точки на плані	№п/п	Дійсні значення			Закодовані значення			Мікротвердість, HV _{0,15}
		T ₀ , °C	P ₀ , МПа	S, мм	T ₀	P ₀	S	
План типу 2 ³	1	450	0,6	10	-1	-1	-1	49
	2	550	0,6	10	+1	-1	-1	55
	3	450	1,0	10	-1	+1	-1	58
	4	550	1,0	10	+1	+1	-1	64
	5	450	0,6	20	-1	-1	+1	49
	6	550	0,6	20	+1	-1	+1	57
	7	450	1,0	20	-1	+1	+1	60
	8	550	1,0	20	+1	+1	+1	66
«Зіркові» точки	9	450	0,8	15	-1	0	0	60
	10	550	0,8	15	+1	0	0	66
	11	500	0,6	15	0	-1	0	60
	12	500	1,0	15	0	+1	0	66
	13	500	0,8	10	0	0	-1	62
	14	500	0,8	20	0	0	+1	63
	15	500	0,8	15	0	0	0	66
Нульова точка	16	500	0,8	15	0	0	0	65
	17	500	0,8	15	0	0	0	65
	18	500	0,8	15	0	0	0	64
	19	500	0,8	15	0	0	0	66
	20	500	0,8	15	0	0	0	65

Таблиця 3 – Результати дисперсійного аналізу експериментальних даних

Параметр	Сума квадратів	Ступінь свободи	Середнє квадратичне	F-величина	p-величина	Примітки
Модель	3,481*10 ⁵	6	3,481*10 ⁵	242,39	<0,0001	значуще
A-Температура	1,705*10 ⁵	1	1,705*10 ⁵	712,38	<0,0001	-//-
B-Тиск	4794,86	1	4794,86	20,03	<0,0001	-//-
C-Дистанція	14324,58	1	14324,58	59,85	<0,0001	-//-
A ²	19727,39	1	19727,39	82,43	<0,0001	-//-
B ²	4259,57	1	4259,57	17,80	<0,0001	-//-
C ²	18544,65	1	18544,65	77,49	<0,0001	-//-
Залишок (Residual)	3111,22	13	239,32	-	-	-
Невідповідність (Lack of Fit)	2183,69	8	272,96	1,47	0,3484	не значуще
Чиста похибка (Pure Error)	927,53	5	185,51	-	-	-
Сума	3,512*10 ⁵	19	-	-	-	-

$$\begin{aligned} \text{Мікротвердість}^2,66(HV_{0,15}) = & -7,68133 \cdot 10^5 + 2396,87830(T_0) + 2,74734 \cdot 10^5 (P_0) + 8988,59848(S) - \\ & -2,25197(T_0)^2 - 1,40748 \cdot 10^5 (P_0)^2 - 288,38038(S)^2. \end{aligned} \quad (3)$$

Таблиця 4 – Результати апробації моделі прогнозування мікротвердості покриттів

№ п/п	Режими напилювання			Мікротвердість			
	$T_0, ^\circ\text{C}$	$P_0, \text{МПа}$	$S, \text{мм}$	Експеримент	Модель	95% інтервал вірогідності (нижнє значення)	95 % інтервал вірогідності (верхнє значення)
1	450	1,0	16	63,3	61,9268	59,8888	63,8728
2	450	0,8	20	57,0	57,7803	55,456	59,9588
3	550	0,9	15	67,0	67,0426	65,3316	68,684

Значення коефіцієнту детермінації R^2 для мікротвердості покриття становило 0,9844. Це означає, що 98,44 % експериментальних результатів описуються вищенаведеним емпіричним рівнянням (3). Значення R^2 близьке до 1,0 означає високу точність отриманих моделей. Графік нормальної ймовірності для досліджуваного відгуку показано на рис. 3. З графіку видно, що залишки регресії для мікротвердості покриття припадають на пряму лінію, суттєвих відхилень від нормальності не спостерігається, що означає нормальний розподіл похибки.

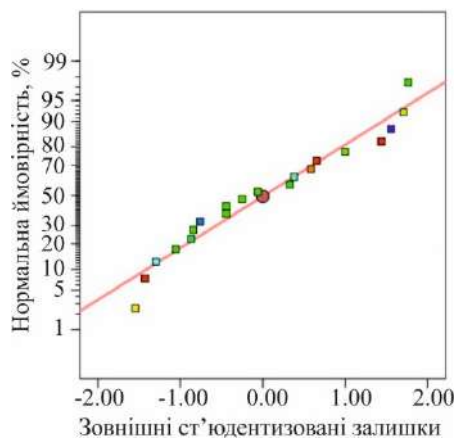


Рисунок 3. Графік нормальної ймовірності

Діаграма розсіювання експериментальних та розрахункових даних показана на рис. 4.

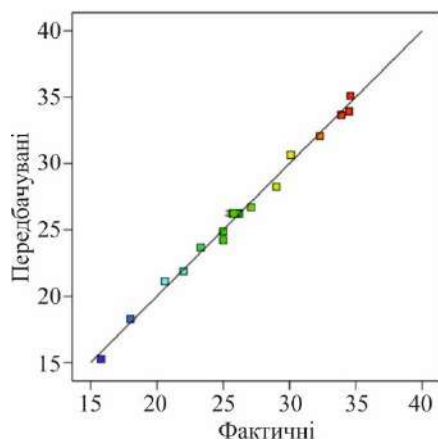


Рисунок 4. Діаграма розсіювання

З графіку видно, що фактичні та розрахункові результати досліджень мікротвердості покриттів мають тісний взаємозв'язок. Виходячи з отриманих результатів можна зробити висновок, що розроблена емпірична залежність може бути використана для прогнозування мікротвердості покриттів АСД-1 від температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання в досліджуваних діапазонах значень.

Апробація моделі

Важливим етапом процесу оптимізації є перевірка отриманих емпіричних залежностей на можливість їх використання для прогнозування цільової функції, тобто ступеня відповідності значень прогнозованої характеристики – дійсній. З цією метою додатково було проведено три експерименти, з рандомно обраними режимами напилювання, які наведені в табл. 4.

В табл. 4 подано результати експериментальних досліджень мікротвердості покриттів, а також їх розрахункові значення, отримані за допомогою емпіричної залежності. З аналізу результатів можна зробити висновок, що отримана залежність може бути використана для прогнозування мікротвердості покриття з порошку АСД-1 в досліджуваних діапазонах робочих режимів.

Висновки

1. Виконано дослідження впливу параметрів холодного газодинамічного напилювання низького тиску, а саме температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання, на мікротвердість покриттів, отриманих з порошку алюмінію АСД-1 з використанням методології планування експерименту.

2. За результатами дисперсійного аналізу експериментальних даних встановлено, що температура і дистанція напилювання є найбільш важливими параметрами, що впливають на мікротвердість покриттів з досліджуваного порошку.

3. З аналізу експериментальних даних отримано емпіричну залежність для прогнозування мікротвердості покриттів з порошку АСД-1 в досліджуваних діапазонах значень з перевіркою її адекватності. Відхилення розрахункових значень від фактичних становить не більше 5 %.

Список літератури

1. Effects of different HVOF thermal sprayed cermet coatings on tensile and fatigue properties of AISI 1045 steel [Text] / G.-S. Ham, R. Kreethi, H.-Jun Kim, S.-Hoon Yoon, K.-Ahn Lee // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 15. – P. 6647–6658. doi: 10.1016/j.jmrt.2021.11.102
2. Present status and future prospects of plasma sprayed multilayered thermal barrier coating systems [Text] / P. G. Lashmi, P. V. Ananthapadmanabhan, G. Unnikrishnan, S. T. Aruna // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2020. – Vol. 40, Iss. 8. – P. 2731–2745. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.03.016
3. Sharma, V. An investigation on D-gun sprayed Al_2O_3 -SiC coatings [Text] / V. Sharma, S. Kazi // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 375. – P. 303–314. doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.07.021
4. Review of functionally graded thermal sprayed coatings [Text] / L. Łatka, L. Pawłowski, M. Winnicki, P. Sokołowski, A. Małachowska, S. Kozerski // *Applied Sciences*. – 2020. – Vol. 10, Iss. 15. – Article ID 5153. doi: 10.3390/app10155153
5. Кравчук, Ю. С. Методи підвищення надійності роботи елементів турбіни [Текст] / Ю. С. Кравчук, Т. В. Татарчук // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2020. – № 2. – С. 57–65. doi: 10.15588/1607-6885-2020-2-8
6. Лебедев, В. О. Дослідження та оцінка термоциклічної стійкості плазмових ущільнюючих покриттів для вузлів газотурбінних установок [Текст] / В. О. Лебедев, О. М. Дубовий, С. А. Лой // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2019. – № 2. – С. 38–46. doi: 10.15588/1607-6885-2019-2-6
7. Reclamation of titanium alloy based aerospace parts using laser based metal deposition methodology [Text] / A. Pathania, S. A. Kumar, B. K. Nagesha, S. Barad, T. N. Suresh // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 45, Iss. 6. – P. 4886–4892. doi: 10.1016/j.matpr.2021.01.354
8. Response to Comment on “Adiabatic shear instability is not necessary for adhesion in cold spray” [Text] / M. Hassani-Gangaraj, D. Veysset, V. K. Champagne, K. A. Nelson, C. A. Schuh // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 162. – P. 515–519. doi: 10.1016/j.scriptamat.2018.12.015
9. Шорінов, О. В. Визначення енергетичних параметрів частинок порошку $Ni+Al_2O_3$ в надзвуковому соплі при газодинамічному напилюванні аналітичним методом [Текст] / *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2022. – №2. – С. 64–70. doi: 10.15588/1607-6885-2022-2-11
10. Експериментальне дослідження впливу параметрів газодинамічного напилювання на коефіцієнт використання порошку [Текст] / О. В. Шорінов, А. І. Долматов, С. О. Поливняний // *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. – 2022. – № 4, спецвипуск 2 (182). – С. 123–128. doi: 10.32620/aktt.2022.4sup2.19
11. Frey, D. D. A role for "one-factor-at-a-time" experimentation in parameter design [Text] / D. D. Frey, F. Engelhardt, E. M. Greitzer // *Research in Engineering Design*. – 2003. – Vol. 14. – P. 65–74. doi: 10.1007/s00163-002-0026-9
12. Influence of Al_2O_3 content on microstructure, electrical conductivity and adhesion strength of cold sprayed Al- Al_2O_3 coatings on PEEK substrate [Text] / H. Liu, N. ul Haq Tariq, Y. Ren, L. Zhao, Y. Yang, X. Cui, J. Wang, T. Xiong // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 446. – Article ID 128752. doi: 10.1016/j.surfcoat.2022.128752
13. Optimization of plasma spray process variables to attain the minimum porosity and maximum hardness of the LZ/YSZ thermal barrier coatings utilizing the response surface approach [Text] / M. Mathanbabu, D. Thirumalaikumarasamy, M. Tamilselvi, S. Kumar // *Materials Research Express*. – 2022. – Vol. 9(9). – Article ID 096505. doi: 10.1088/2053-1591/ac8857
14. Optimization of cold spray process inputs to minimize porosity and maximize hardness of metal matrix composite coatings on AZ31B magnesium alloy [Text] / A. Mohankumar, T. Duraisamy, D. Sampathkumar, S. Ranganathan, G. Balachandran, M. Kaliyamoorthy, M. Mariappan, L. Mulugeta // *Journal of Nanomaterials*. – 2022. – Vol. 2022. – Article ID 7900150. doi: 10.1155/2022/7900150
15. Pierlot, C. Design of experiments in thermal spraying: A review [Text] / C. Pierlot, L. Pawłowski, M. Bigan, P. Chagnon // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202, Iss. 18. – P. 4483–4490. doi: 10.1016/j.surfcoat.2008.04.031
16. A brief review on cold spray coating process [Text] / A. Srikanth, G. M. Thalib Basha, B. Venkateshwarlu // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 22. – P. 1390–1397. doi: 10.1016/j.matpr.2020.01.482
17. Montgomery, D. C. Design and analysis of experiments, 8 edition [Text] / D. C. Montgomery. – Hoboken, NJ: Wiley & Sons, Inc., 2013. – 757 p.

Одержано 14.08.2023

PREDICTION OF MICROHARDNESS OF ASD-1 POWDER COLD SPRAYING COATINGS

- Shorinov O. PhD, Assistant Professor of Dept. of Aircraft engine manufacturing technologies, National Aerospace University “Kharkiv Aviation Institute”, Kharkiv, Ukraine, e-mail: o.shori-nov@khai.edu, ORCID: 0000-0002-5057-6679
- Dolmatov A. Dr Sc, Professor, Head of Dep. of Aircraft engine manufacturing technologies, National Aerospace University “Kharkiv Aviation Institute”, Kharkiv, Ukraine, e-mail: a.dolma-tov@khai.edu, ORCID: 0000-0001-7943-2890
- Balushok K. PhD, Chief engineer at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: motor@motor-sich.com, ORCID: 0000-0002-8212-9275
- Polyviany S. Deputy director for manufacturing of aircraft engines - head of manufacturing department at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: sergeypolyvanij@ukr.net, ORCID: 0000-0003-0558-135

Purpose. To develop a mathematical model for describing the dependence of the microhardness of ASD-1 aluminum powder coatings on the three main factors of the cold gas-dynamic spraying process using statistical methods of experiment planning.

Research methods. Methods of statistical planning of multifactorial experiments and regression analysis were used to conduct experimental research. The analysis of microhardness was performed according to the standard methodology given in GOST 9450-76. Preparation of transverse microsections for microhardness studies was carried out according to standard methods for preparing samples for metallographic analysis of microstructure. The specialized computer program Stat-Ease 360 was used to process statistical data.

Results. The complex effect of cold gas spraying process parameters on the microhardness of ASD-1 powder coatings in a wide range of values was investigated. According to the results of experimental studies, it was established that in the investigated ranges of the deposition modes, it is possible to obtain microhardness of coatings in range from 49 to 66 HV0.15. The dispersion analysis results showed that the gas temperature and the stand-off distance have the greatest effect on the microhardness of the coatings, while the powder feed rate has no significant effect on the microhardness. The obtained regression equation can be used to predict the microhardness of coatings from the ASD-1 powder, and the error between the calculated and actual values does not exceed 5%.

Scientific novelty. Empirical dependences of the microhardness of ASD-1 powder coatings, deposited by cold spraying, on the gas temperature at the nozzle inlet, stand-off distance, and powder feed rate in the specified ranges of values were obtained.

Practical value. The obtained dependences of the coating microhardness on the process parameters can be used to select modes of cold spraying of protective and restorative coatings, in particular on aircraft engine parts.

Key words: experiment planning, dispersion analysis, regression equation, deposition modes, optimization.

References

1. Ham, G.-S., Kreethi, R., Kim, H.-Jun, Yoon, S.-Hoon, Lee, K.-Ahn (2021). Effects of different HVOF thermal sprayed cermet coatings on tensile and fatigue properties of AISI 1045 steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 6647–6658.
2. Lashmi, P. G., Ananthapadmanabhan, P. V., Unnikrishnan, G., Aruna, S. T. (2020). Present status and future prospects of plasma sprayed multilayered thermal barrier coating systems. *Journal of the European Ceramic Society*, 40 (8), 2731–2745.
3. Sharma, V., Kazi, S. (2019). An investigation on D-gun sprayed Al₂O₃-SiC coatings. *Surface and Coatings Technology*, 375, 303–314.
4. Łatka, L., Pawłowski, L., Winnicki, M., Sokołowski, P., Małachowska, A., Kozerski, S. (2020). Review of functionally graded thermal sprayed coatings. *Applied Sciences*, 10 (15), 5153.
5. Kravchuk, Yu., Tatarchuk, T. (2020). Metody pidvyshchennya nadiynosti roboty elementiv turbiny [Methods of increasing the reliability of turbine elements]. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2, 57–65, [in Ukrainian].
6. Lebedev, V., Dubovyi, O., Loi, S. (2019). Doslidzhennya ta otsinka termotsyklichnoyi stiykosti plazmovykh ushchil'nyuyuchykh pokryttiv dlya vuzliv hazoturbinykh ustanovok [Research and estimation of thermal-cycle firmness of plasma spraying more compact coverages are for knots of gas-turbine]. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2, 38–46, [in Ukrainian].
7. Pathania, A., Kumar, S. A., Nagesha, B. K., Barad, S., Suresh, T. N. (2021). Reclamation of titanium alloy based aerospace parts using laser based metal deposition methodology. *Materials Today: Proceedings*, 45(6), 4886–4892.

8. Hassani-Gangaraj, M., Veysset, D., Champagne, V. K., Nelson, K. A., Schuh, C. A. (2019). Response to Comment on “Adiabatic shear instability is not necessary for adhesion in cold spray”. *Scripta Materialia*, 162, 515–519.
9. Shorinov, O. V. (2022). Vyznachennya enerhetychnykh parametriv chastynok poroshku Ni+Al₂O₃ v nadzvukovomu sopli pry hazodynamichnomu napylyuvanni analitychnym metodom [Determination of energy parameters of Ni+Al₂O₃ powder particles in a supersonic nozzle during cold gas-dynamic spraying using the analytical method] / *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2, 64–70, [in Ukrainian].
10. Shorinov, O., Dolmatov, A., Polyvianyi, S. (2022). Eksperymental'ne doslidzhennya vplyvu parametriv hazodynamichnoho napylyuvannya na koefitsiyent vykorystannya poroshku [Experimental study of effect of cold spraying parameters on powder usage rate]. *Aerospace Technic and Technology*, 4, 2 (182), 123–128, [in Ukrainian].
11. Frey, D. D., Engelhardt, F., Greitzer, E. M. (2003). A role for "one-factor-at-a-time" experimentation in parameter design. *Research in Engineering Design*, 14, 65–74.
12. Liu, H., Tariq, N. ul Haq, Ren, Y., Zhao, L., Yang, Y., Cui, X., Wang, J., Xiong, T. (2022). Influence of Al₂O₃ content on microstructure, electrical conductivity and adhesion strength of cold sprayed Al- Al₂O₃ coatings on PEEK substrate. *Surface and Coating Technology*, 446, 128752.
13. Mathanbabu, M., Thirumalaikumarasamy, D., Tamilselvi, M., Kumar, S. (2022). Optimization of plasma spray process variables to attain the minimum porosity and maximum hardness of the LZ/YSZ thermal barrier coatings utilizing the response surface approach. *Materials Research Express*, 9 (9), 096505.
14. Mohankumar, A., Duraisamy, T., Sampathkumar, D., Ranganathan, S., Balachandran, G., Kaliyamoorthy, M., Mariappan, M., Mulugeta, L. (2022). Optimization of cold spray process inputs to minimize porosity and maximize hardness of metal matrix composite coatings on AZ31B magnesium alloy. *Journal of Nanomaterials*, 2022, 7900150.
15. Pierlot, C., Pawlowski, L., Bigan, M., Chagnon, P. (2008). Design of experiments in thermal spraying: A review. *Surface and Coatings Technology*, 202, (18), 4483–4490.
16. Srikanth, A., Thalib Basha, G. M., Venkateshwarlu, B. (2020). A brief review on cold spray coating process, *Materials Today: Proceedings*, 22, 1390–1397.
17. Montgomery, D. C. (2013) *Design and analysis of experiments*, 8 edition. Hoboken, NJ: Wiley & Sons, Inc., 757.

УДК 669.15-194.6 + 669-157.8

- Грабовський В. Я. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vladimirgr45@ukr.net, ORCID: 0000-0003-0936-6132
- Канюка В. І. завідувач лабораторією «Інструментальні сталі» інституту «УкрНДІспецсталь», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kanyukav@gmail.com
- Лисиця О. В. старший викладач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ov_li@i.ua, ORCID: 0000-0002-9588-2450
- Єршов А. В. д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ershov@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0003-0878-6434

ПЕРСПЕКТИВНІСТЬ ВИКОРИСТАННЯ, ЯК ЗАМІННИКІВ ТЕПЛОСТІЙКИХ ШТАМПОВИХ СТАЛЕЙ, ВИСОКОАЗОТИСТИХ АУСТЕНІТНИХ ХРОМОМАНГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ З ВАНАДІЄМ ТА МОЛІБДЕНОМ

Мета роботи. Дослідження ефективності додаткового (поряд з ванадієм) легування високоазотистих аустенітних хромоманганцевих сталей молібденом для визначення перспектив їх використання замість високотеплостійких серійних штампових сталей мартенситного класу.

Методи дослідження. Металографічний, дюрOMETричний, випробування на розтяг та ударну в'язкість при кімнатній та високих температурах.

Отримані результати. Встановлені особливості дисперсійного твердіння та мікроструктур дослідницьких високоазотистих аустенітних хромоманганцевих сталей, що леговані ванадієм та молібденом. Визначені механічні властивості обраних сталей в залежності від вмісту зміцнювальних легувальних елементів. Виявлені суттєві переваги у високотемпературній (750 та 850 °C) міцності високоазотистих аустенітних хромоманганцевих сталей, легованих ванадієм та молібденом, порівняно з серійною високотеплостійкою штамповою сталлю марки 5ХЗВЗМФС (ДІІ23). Найбільші показники твердості та міцності відповідають дослідницькій сталі 60ХІІГІ6АФ2М2, що дозволяє рекомендувати її, як ефективний замітник штампових сталей, при вимогах підвищеного опору високотемпературному знеміцненню гарячештампового інструменту.

Наукова новизна. Визначена аномальна наявність мінімуму на кривих дисперсійного твердіння високоазотистих аустенітних хромоманганцевих сталей з молібденом та зсув його в бік меншої тривалості старіння при зростанні температури старіння. Виявлено утворення крупних частинок первинних надлишкових фаз при зростанні в сталях вмісту ванадію та молібдену. Встановлені залежності характеристик міцності та пластичності від сумарного легування досліджених аустенітних хромоманганцевих сталей азотом та вуглецем.

Практична цінність. Встановлена ефективність легування молібденом разом з ванадієм високоазотистих аустенітних хромоманганцевих сталей для забезпечення значних (в 1,5...2,5 рази) переваг у високотемпературній міцності порівняно з теплостійкими серійними штамповими сталями. Дослідницька сталь 60ХІІГІ6АФ2М2 може бути найбільш перспективним заміником штампових сталей в умовах високих силових навантажень при температурах експлуатації 750 °C та вище.

Ключові слова: високоазотиста аустенітна сталь, легування молібденом, дисперсійне твердіння, структура, надлишкові фази, високотемпературна міцність, переваги, теплостійка штампова сталь.

Вступ

Доцільність використання аустенітних сталей з дисперсійним твердінням замість високотеплостійких серійних штампових сталей мартенситного класу обумовлена їх більшим опором знеміцненню при температурах експлуатації вище 700 °C. Такі температури відповідають нагріву поверхневих шарів багатьох гарячештампових інструментів, наприклад матриць для гарячого пресування металів [1], що призводить до втрати їх працездатності внаслідок недостатньої високотемпературної міцності. Втрата працездатності

серійних штампових сталей внаслідок знеміцнення в області вказаних температур є принциповою, оскільки обумовлена наявністю в них поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. Серед аустенітних сталей з дисперсійним твердінням економічністю відрізняються високоазотисті аустенітні сталі на хромоманганцевій основі. Однак більшість робіт виконані по створенню та дослідженню вказаних сталей як нержавіючих та конструкційних матеріалів [2, 3 та ін.]. Водночас, вони перспективні для використання замість теплостійких штампових сталей при експлуатації в умовах

підвищеного силового та температурного навантаження. Так, в роботі [4] встановлені переваги у високотемпературній міцності, порівняно з високотеплостійкими штамповими сталями, високоазотистою (0,42 % N) аустенітної хромомарганцевої сталі, що легована ванадієм, з марочним позначенням 20X16Г16АФ. Вважається доцільним додаткове введення в таку сталь зміцнювальних хімічних елементів, здатних забезпечити зростання характеристик високотемпературної міцності і, відповідно, кращу працездатність гарячештапових інструментів.

Мета роботи

В даній роботі досліджена ефективність додаткового (поряд з ванадієм) легування високоазотистих аустенітних хромомарганцевих сталей молібденом для визначення перспектив їх використання, як заміників високотеплостійких серійних штампових сталей мартенситного класу. Позитивна роль молібдену в забезпеченні високотемпературної міцності обумовлена його здатністю знижувати швидкість дифузійних процесів знеміцнення при нагріві та утворювати при старінні зміцнювальну фазу типу Mo_2N .

Матеріал і методика досліджень

Обране легування сталей для проведення досліджень наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідницьких сталей

Номер сталі	Масова частка елементів, %					
	C	N	Cr	Mn	V	Mo
1	0,38	0,12	9,0	14,2	1,2	1,2
2	0,44	0,18	9,5	14,5	1,6	1,6
3	0,48	0,22	10,0	15,0	1,8	1,8
4	0,55	0,28	10,5	15,5	2,0	2,0
5	0,61	0,33	11,0	16,0	2,2	2,2

Примітка. Вміст Si в сталях знаходився в межах 0,8...1,1 %.

Вказані значення компонентів обрані для забезпечення сталям структури стабільного аустеніту та зміцнення при старінні дисперсними частинками відповідних карбідних та нітридних фаз. Вміст ванадію і молібдену, по мірі зростання номеру сталі, поступово збільшується від 1,2 до 2,2 % кожного при відповідному збільшенні вмісту вуглецю (0,38...0,61 %) та азоту (0,12...0,33 %). Розрахунки кількісної відповідності вмісту вказаних легувальних елементів виконували з урахуванням стехіометричного складу перш за все сполук зміцнювальних фаз типу VC, VN, Mo_2N та співвідношення атомних мас хімічних елементів, що їх утворюють.

Зливки сталей отримували витопом у відкритій індукційній печі ємністю 50 кг. Для легування азотом використовували азотистий ферохром ФХ600 (з 6 % азоту), який вводили наприкінці плавки. Отримані зливки піддавали куванню на прутки квадратом 35 мм.

Дослідження сталей проводили після зміцнювальної термічної обробки, що полягала в гартуванні від

температури 1200 °C з витримкою 2 години та охолодження в маслі і наступного старіння.

Результати досліджень

Твердість сталей після гартування знаходилася в межах 27...29 HRC. Найбільш ефективний режим старіння визначали за результатами досліджень дисперсійного твердіння сталі №3 при температурах 700...750 °C. З рис. 1 видно, що отримані залежності твердості від часу старіння для усіх температур мають вигляд кривих з мінімумом (наведені довірчі інтервали для значень твердості розраховані при довірчій вірогідності 95%). Зі збільшенням температури старіння мінімум на кривих зсувається в бік меншої тривалості старіння: від 10 годин при 700 °C до 6 годин при 750 °C.

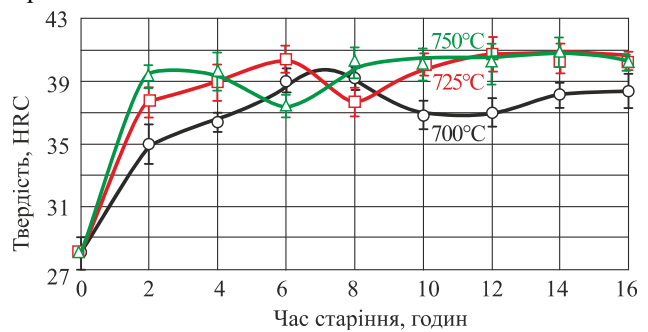


Рисунок 1. Залежності твердості сталі №3 від часу витримки при різних температурах старіння (температури старіння вказані біля кривих)

Вказані особливості дисперсійного твердіння відповідають виконаним раніше дослідженням подібних сталей без молібдену [4] і пояснені виділенням різних типів зміцнювальних фаз при старінні. За отриманими даними обрано наступний режим старіння, що забезпечує не тільки високі, але й стабільні значення твердості сталі: 725 °C, 12 годин.

Після гартування та обраного старіння усі сталі мали аустенітну структуру (рис. 2). Особливістю мікроструктури найменш легованої сталі №1 (рис. 2a) було практично повна відсутність крупних частинок первинних надлишкових фаз. Характерним для мікроструктури інших сталей була наявність таких частинок, що показано на рис. 2б–г. Переріз найбільш крупних частинок по мірі збільшення вмісту ванадію та молібдену зростав від 2 мкм в сталі № 2 до 10 мкм в сталі № 5. В об'ємі зерен наведених мікроструктур спостерігаються рівномірно розподілені дисперсні частинки вторинних зміцнювальних фаз, що виділилися при старінні.

Механічні властивості дослідних сталей в залежності від легування та температур випробування наведені в табл. 2. Для порівняння наведені також властивості однієї з найбільш теплостійких серійних штампових сталей мартенситного класу марки 5X3B3MFC (ДИ23) після рекомендованої для експлуатації термічної обробки [5]. З даних табл. 2 видно, що за твердістю та характеристиками міцності при кімнатній температурі дослідницькі сталі поступа-

ються серійній штамповій сталі. Таке співвідношення вказаних властивостей при низьких температурах є характерним для аустенітних сталей та сплавів з дисперсійним твердінням порівняно зі сталями, що загартовуються на мартенсит. Однак, враховуючи призначення дослідницьких сталей для гарячештампового

інструмента з температурами експлуатації вище 700 °С, більш важливими є результати випробувань при температурах 750 °С та 850 °С, чому і приділена головна увага.

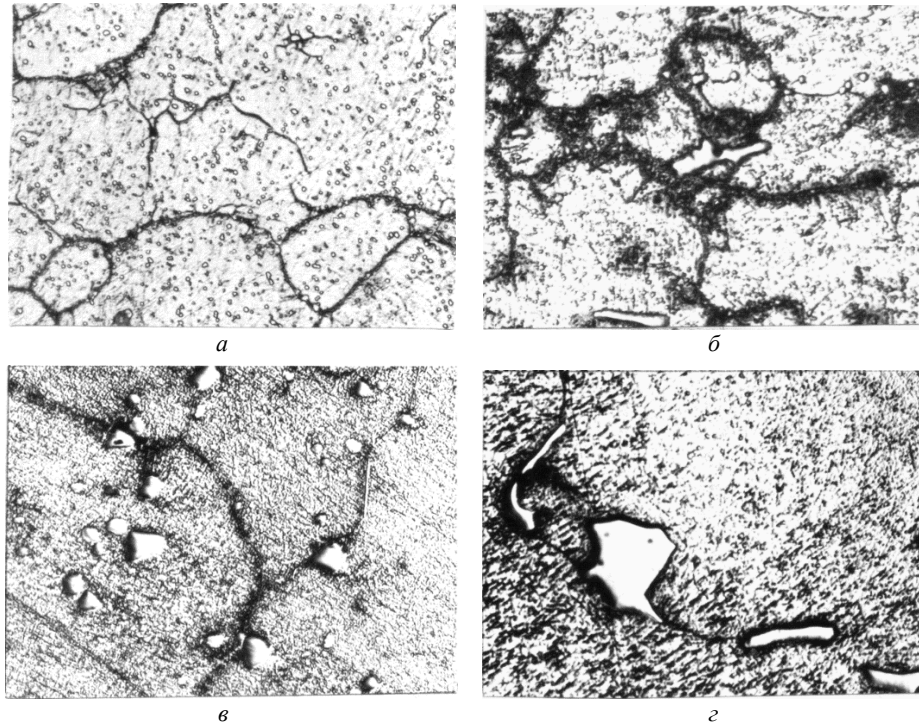


Рисунок 2. Мікроструктура аустенітних сталей після гартування (1200 °С, 2 години, масло) та старіння (725 °С, 20 годин), $\times 1000$: а – № 1; б – № 2; в – № 4; з – № 5

Таблиця 2 – Механічні властивості сталей

Номер сталі	Температура випробувань 20 °С						Температура випробувань 750 °С						Температура випробувань 850 °С					
	HRC	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²		
1	39	850	1140	8	14	16	450	500	22	54	97	310	360	28	55	154		
2	40	945	1200	10	16	15	470	540	20	51	66	320	380	27	59	114		
3	41	960	1220	8	11	14	480	540	19	53	53	330	380	29	60	88		
4	43	990	1250	5	8	11	500	580	19	48	23	320	390	23	59	46		
5	44	1020	1250	4	9	12	510	610	17	45	19	340	410	22	55	30		
ДИ23	46	1560	1400	10	35	25	320	410	20	72	94	135	180	67	90	-		

З даних табл. 2 видно, що по мірі збільшення легування (номеру) сталей відбувається зростання їх характеристик високотемпературної міцності. Важливо, що за цими значеннями усі дослідницькі сталі суттєво переважають серійну штампову сталь. Навіть найменш легована сталь №1 при температурі випробування 750 °С має $\sigma_{0.2}$ на 130 МПа, а σ_B на 90 МПа вищі ніж сталь ДИ23. Найбільші переваги має сталь № 5: за значеннями $\sigma_{0.2}$ та σ_B при температурі 750 °С вона в 1,5 рази, а при температурі 850 °С в 2,5 рази відповідно переважає серійну високотемпературну штампову сталь. Водночас, більш леговані сталі мають менші характеристики пластичності, чому сприяє утворення в їх

структурі крупних частинок первинних надлишкових фаз (рис. 2), які слугують концентраторами напружень і сприяють зародженню тріщин. Наявність таких фаз, як показано, зокрема, в роботах [6, 7] може призводити до передчасного руйнування матриць з жароміцних сплавів для гарячого пресування металів при термоциклічному силовому навантаженні.

За даними табл. 2 на рис. 3 наведені залежності механічних властивостей досліджених сталей від сумарного вмісту в них азоту та вуглецю. Видно, що твердість та високотемпературна міцність лінійно зростають (рис. 3а, б), що відповідає ролі вказаних елементів у дисперсійному твердінні сталей. Зменшення характеристики пластичності відбувається з

відхиленням від прямолінійної залежності. Особливо чутливою до зміни легування є ударна в'язкість, значення якої важливе для оцінки тріщинозміцності при циклічному нагріванні (розпалостійкості). Отримані залежності разом з даними табл. 2 дозволяють обрати легування сталі для виготовлення гарячештапових інструментів в залежності від умов експлуатації і, відповідно, сполучення характеристик міцності та пластичності. Так, у випадку підвищених динамічних навантажень та перепадів температур краще працюватимуть за вимогами тріщинозміцності будуть мати сталі № 1, або № 2 (типу 40X9Г14АФМ). Якщо ж головною вимогою до інструменту є опір високотемпературній пластичній деформації, то найбільшій переваги буде мати сталь № 5 з марочним позначенням 60X11Г16АФ2М2.

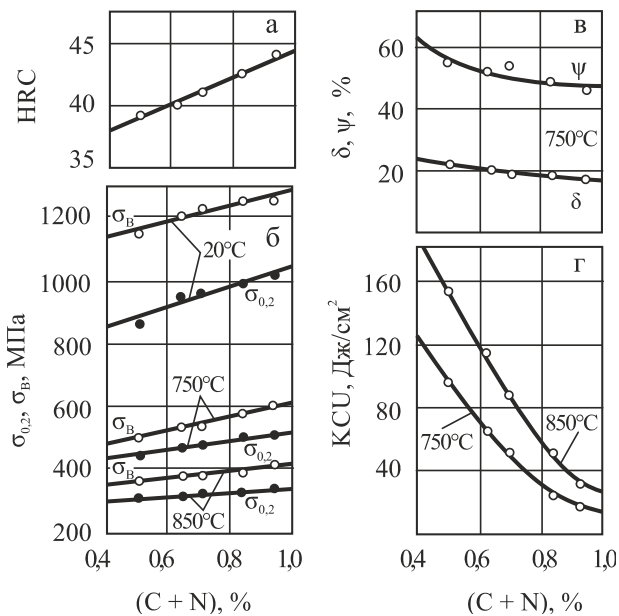


Рисунок 3. Залежність механічних властивостей сталей, легованих V та Mo від сумарного вмісту C і N: а – твердість; б – границя міцності та текучості; в – відносне видовження та звуження; г – ударна в'язкість

Висновки

За результатами виконаних досліджень встановлена ефективність легування молібденом разом з ванадієм для забезпечення переваг у високотемпературній міцності досліджених сталей порівняно з теплостійкими серійними штамповими сталями. Найбільші

показники досягнуті для сталі №5 типу 60X11Г16АФ2М2 з 0,33 % азоту. Порівняно з високотеплостійкими штамповими сталями її значення $\sigma_{0,2}$ та σ_B при температурі 750 °C (510 МПа та 610 МПа відповідно) в 1,5 рази, а при температурі 850 °C (340 МПа та 410 МПа відповідно) в 2,5 рази більші. Це свідчить, що сталь 60X11Г16АФ2М2 може бути перспективним заміником серійних високотеплостійких штампових сталей в умовах високих навантажень при температурах експлуатації вище 700 °C. Досліджені сталі з меншим рівнем легування (типу 40X9Г14АФМ з 0,12 % азоту) більш придатні для роботи в умовах експлуатації інструментів з підвищеними вимогами до тріщинозміцності.

Список літератури

1. Грабовський, В. Я. Структурні перетворення матриць при гарячому пресуванні титанових та сталевих профілів [Текст] / В. Я. Грабовський // *Металознавство та обробка металів.* – 2000. – № 3. – С. 17–21.
2. Приданцев, М. В. Высокопрочные аустенитные стали [Текст] / М. В. Приданцев, Н. П. Талов, Ф. Л. Левин. – М. : *Металлургия*, 1969. – 247 с.
3. Свяжин, А. Г. Стали легированные азотом [Текст] / Свяжин А. Г, Капуткина Л. М. // *Черная металлургия.* – 2005. – № 10. – С. 36–46.
4. Грабовський, В. Я. Особливості дисперсійного твердіння аустенітних хромомарганцевих сталей з карбідно-нітридним зміцненням [Текст] / В. Я. Грабовський, В. І. Канюка // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* – 2001. – №1. – С. 19–22.
5. Канюка, В. І. Справочник по инструментальным сталям [Текст] / В. І. Канюка, В. Н. Терехов, А. Н. Мороз. – Харьков : *Металлика*, 2008. – 224 с.
6. Грабовський, В. Я. Дослідження працюватимуть матриць з ливарного нікельового ступу ЖС6К при гарячому пресуванні жароміцних матеріалів [Текст] / Грабовський В. Я., Беліков С. Б., Трикоз Г. Г. // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* – 2002. – № 2. – С. 37–40.
7. Грабовський, В. Я. Випробування матриць з жароміцного сплаву ХН60ВМЮТ (ЕП539) при гарячому пресуванні нержавіючих сталей [Текст] / Грабовський В. Я. // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* – 2003. – № 1. – С. 35–38.

Одержано 17.07.2023

PROSPECTS FOR USE AS SUBSTITUTES OF HEAT-RESISTANT DIE STEELS, HIGH-NITROGEN AUSTENITIC CHROMIUM-MANGANESE STEELS WITH VANADIUM AND MOLYBDENUM

- Hrabovskyi V. Ph. D., Associate Professor of the Department of Physical Material Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: vladimirgr45@ukr.net*, ORCID: 0000-0003-0936-6132
- Kaniuka V. Head of the Tool Steels laboratory at State enterprise “UkrNDIspetsstal”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: kanyukav@gmail.com*
- Lysytsia O. Senior lecturer of the Department of Physical Materials Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: ov_li@i.ua*, ORCID: 0000-0002-9588-2450
- Yershov A. Dr. Sc., Professor of the Department of Physics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: ershov@zntu.edu.ua*, ORCID: 0000-0003-0878-6434

Purpose. To study the effectiveness of additional (along with vanadium) alloying of high-nitrogen austenitic chromium-manganese steels with molybdenum to determine the prospects for their use instead of high-temperature resistant serial martensitic stamped steels.

Research methods. Metallographic, durometric, tensile and impact strength tests at room and high temperatures..

Results. The peculiarities of dispersion hardening and microstructures of the investigated high-nitrogen austenitic chromium-manganese steels alloyed with vanadium and molybdenum were determined. The mechanical properties of the selected steels were determined depending on the content of strengthening alloying elements. Significant advantages in the high-temperature (750 and 850 °C) strength of high-nitrogen austenitic chromium-manganese steels alloyed with vanadium and molybdenum were found compared to the serial high-temperature stamping steel 5X3B3MΦC (ДІІ23). The highest hardness and strength values correspond to the research steel 60X11Г16АΦ2М2, which allows us to recommend it as an effective substitute for die steels when required to provide increased resistance to high-temperature dehardening of hot-die tools.

Scientific novelty. An abnormal presence of a minimum on the dispersion hardening curves of high-nitrogen austenitic chromium-manganese steels with molybdenum and its shift towards a shorter aging duration with increasing aging temperature have been determined. The formation of large particles of primary excess phases with increasing vanadium and molybdenum content in steels was revealed. The dependence of strength and ductility characteristics on the total alloying of the studied austenitic chromium-manganese steels with nitrogen and carbon was established.

Practical value. The effectiveness of molybdenum alloying along with vanadium in high-nitrogen austenitic chromium-manganese steels has been established to provide significant (1.5...2.5 times) advantages in high-temperature strength compared to heat-resistant commercial stamped steels.. The research steel 60X11Г16АΦ2М2 may be the most promising substitute for die steels under high force loads at operating temperatures of 750 °C and above.

Key words: high-nitrogen austenitic steel, molybdenum alloying, dispersion hardening, structure, excess phases, high-temperature strength, advantages, heat-resistant die steel.

References

1. Hrabovskyi V. Ya. (2000). Strukturni peretvorennya matryts pry hariachomu presuvanni tytanovykh ta stalevykh profiliv [Structural transformations of dies during hot pressing of titanium and steel profiles]. Metal Science and Treatment of Metals, 3, 17–21.
2. Pridantsev M. V., Talov N. P., Levin F. L. (1969). Visokoprochnie austenitnie stali [High-strength austenitic steels]. Moscow, Russia: Metallurgy, 247.
3. Svyazhin A. G., Kaputkina L. M. (2005). Stali legirovannye azotom [Nitrogen alloyed steels]. Ferrous metallurgy, 10, 36–46.
4. Hrabovskyi V. Ya., Kaniuka V. Y. (2001). Osoblyvosti dyspersiynoho tverdinnia austenitnykh khromomarhantsevykh stalei z karbidno-nitrydnykh zmitsnenniam [Features of dispersion hardening of austenitic chromium-manganese steels with carbide-nitride hardening]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 1, 19–22.
5. Kanyuka V. I., Terehov V. N., Moroz A. N. (2008). Spravochnik po instrumentalnyim stalyam [Tool steels reference]. Kharkiv, Ukraine: Metallic, 224.
6. Hrabovskyi V. Ya., Bielikov S. B., Trykoz H. H. (2002). Doslidzhennia pratsezdatsnosti presovykh matryts z lyvarnoho nikelovoho stopu ZhS6K pry hariachomu presuvanni zharomitsnykh materialiv [Investigation of pressing dies performance from foundry nickel foot ZhS6K during hot pressing of heat-resistant materials]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 2, 37–40.
7. Hrabovskyi V. Ya. (2003). Vyprovuvannya matryts z zharomitsnoho splavu KhN60VMYuT (EP539) pry hariachomu presuvanni nerzhaviuchykh stalei [Testing of dies made of heat-resistant alloy KhN60VMYuT (EP539) for hot pressing of stainless steels]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 1, 35–38.

УДК 621.793.7: 533.924

- Грешта В. Л. канд. техн. наук, професор, ректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: greshta@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Єршов А. В. д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: eav.nuzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Грабовський В. Я. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: vladimirgr45@ukr.net, ORCID: 0000-0003-0936-6132
- Вініченко В. С. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: vinic@ukr.net, ORCID: 0009-0001-7631-9822
- Сейдаметов С. В. старший викладач кафедри фізики, Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: stanislav.seidametov@gmail.com, ORCID: 0000-0003-3417-7384

ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТА ТЕРМІЧНЕ НАПРУЖЕННЯ ПЛАЗМОВОГО ПОКРИТТЯ

Мета роботи. Полягає у розробці методу визначення фізико-механічних характеристик, внутрішніх напружень та когезійної міцності плазмового покриття.

Методи дослідження. Експериментальні методи дослідження зразків плазмового покриття на вигін та математичні методи теорії опору матеріалів.

Отримані результати. Виконано дослідження механічних властивостей плазмового покриття ПРНХ15СР2 при випробуванні на вигін. Визначені значення сил та моментів сил пружності при вигині у залежності від деформації зразка плазмового покриття. Розраховано залежність напруження від відносної деформації покриття. Визначено модуль пружності та когезійну міцність для зовнішньої і внутрішньої поверхонь покриття. Визначено товщину шару мікротріщин, який зменшує міцність та жорсткість зовнішньої поверхні покриття.

Наукова новизна. Показано, що при визначенні механічних характеристик покриття, зчепленого з основою, виникає систематична похибка внаслідок невизначеності внутрішнього напруження у покритті. Тому для вимірювання запропоновано використання відшарованих від основи зразків, які практично позбавлені внутрішнього напруження. Для внутрішньої поверхні покриття модуль пружності і міцність децю вищі, ніж для зовнішньої. Виявлена відмінність пов'язується з наявністю градієнта температури при нанесенні покриття та розподілом залишкових напружень по товщині покриття. Визначено залежність між потужністю плазмотрона та градієнтом залишкових термічних напружень у покритті.

Практична цінність. Отримані результати мають практичну цінність для визначення умов гарантованого збереження цілісності покриття при наявності залишкових напружень та розрахунку його максимальної товщини на поверхні основи. Показано, що при зменшенні потужності плазмотрона зменшується градієнт термічних напружень і максимальне напруження на поверхні покриття. Тому рекомендовано використання дротового, а не порошкового плазмотрона, що зменшує термічні напруження удвічі.

Ключові слова: плазмове покриття, модуль пружності, механічне напруження, відносна деформація, градієнт температури.

Вступ

Економічна ефективність застосування плазмових покриттів для відновлення і зміцнення деталей машин досягається тільки при забезпеченні їх достатньої міцності, яка відповідає умові надійної роботи деталі. Міцність плазмових покриттів, що наносяться в повітряній атмосфері в кілька разів нижче міцності компактного матеріалу основи [1–3].

Помітне зниження механічної міцності покриття спостерігається при збільшенні його товщини до 1,5 мм. Однією з можливих причин розтріскування покриття можуть бути підвищення залишкових напружень при перегріванні поверхні в процесі плазмового напилення. Оскільки в покритті виникають розтягуючі залишкові термонапруження,

для оцінки працездатності важливо знати не тільки міцність зчеплення з підкладкою, але і модуль пружності і когезійну міцність, а також характер їх зміни по висоті покриття. У роботі [4–6] показано, що саме когезійна міцність покриттів стійко корелює зі швидкістю кавітаційної ерозії. Вплив інших механічних властивостей значно менший.

Для вимірювання механічних властивостей використовуються випробування на розтягнення та на вигин [7–12]. Але, при вимірюванні механічних якостей покриття, зчепленого з основою, нехтується впливом внутрішніх залишкових напружень. Справа у тому, що внутрішні напруження у покритті створюються внаслідок різниці температур та термічних деформацій і можуть складати значну частину від міцності покриття, оскільки плазмові покриття створюються в умовах екстремальних градієнтів температур покриття і основи. Температура покриття приблизно на 200 °C вище ніж температура основи. Таким чином, вказаний метод вимірів має системну похибку і потребує вдосконалення.

Для подолання вказаної системної похибки застосовано метод вимірювання механічних властивостей покриття, яке відшаровано від основи. У такому покритті відсутні термічні залишкові напруження.

Мета роботи

Метою роботи є оцінка фізико-механічних властивостей шару покриття при випробуванні на вигин і розробка рекомендацій щодо запобігання руйнування покриттів.

Методика експерименту

Процес плазмового напилення на циліндричну поверхню деталі, що обертається, показаний на рис. 1. Частинки порошку розігріваються в плазмовому струмені до температур, які істотно перевищують температуру плавлення. При струмі плазмотрона 450 А, напрузі на плазмотроні 50 В, дистанції напилювання 100 мм, витраті аргону 42 л/хв вони прилипають до шорсткої поверхні деталі, утворюючи шар покриття. Виміряна профілометром шорсткість покриття становила 40 мкм.



Рисунок 1. Нанесення порошкового покриття на плазмотроні «Метко 9МВМ»

Мікросліф покриття на рис. 2 показує наявність внутрішніх дефектів, таких як пористість і існування

оксидних шарів, як на межі з підкладкою, так і між шарами покриття. Наявність зазначених дефектів призводить до істотного зниження когезійної міцності у порівнянні з міцністю компактного металу.

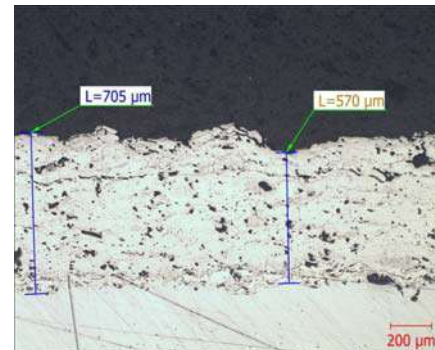


Рисунок 2. Мікроструктура покриття ПРНХ15СР2

Виконано вимірювання переміщення вільного кінця стержня в залежності від прикладеної поперечної сили. Схема прикладання сили навантаження і деформації покриття при вигині зразка при випробуванні покриття показана на рис. 3.

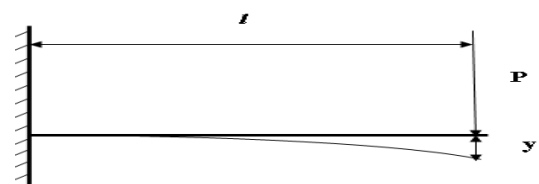


Рисунок 3. Схема навантаження і деформації покриття при вигині зразка

Залежність переміщення вільного кінця зразка від діючої поперечної сили визначається формулою Максвелла-Мора [13]:

$$y = \frac{Pl^3}{3EI}, \quad (1)$$

де P – поперечна сила, прикладена на кінці стрижня довжиною l , E – модуль пружності, $I = bh^3/12 = 3,44 \cdot 10^{-12} \text{ м}^4$ – момент інерції поперечного перерізу зразка, $b = 13,1 \text{ мм}$ – ширина та $h = 1,46 \text{ мм}$ – товщина перерізу.

Використання формули (1) дозволяє визначити величину модуля пружності зразка залежно від переміщення вільного кінця:

$$E = \frac{Pl^3}{3yl}. \quad (2)$$

Для визначення максимальних нормальних напружень на поверхні зразка при консольному вигині використовувалася формула:

$$\sigma = Pl/W \quad (3)$$

де $W = bh^2/6 = 4,7 \cdot 10^{-9} \text{ м}^3$ – момент опору прямокутного перетину зразка. Величина відносної максимальної деформації визначалася, виходячи із закону Гука:

$$\varepsilon = \sigma / E. \quad (4)$$

З урахуванням попередніх формул (1)–(3), величина максимальної відносної деформації визначається в залежності від переміщення вільного кінця стержня

$$\varepsilon = \frac{3hy}{2l^2}. \quad (5)$$

Важливо визначення механічних властивостей на зовнішньої і внутрішньої поверхні покриття. Відомо, що для тендітних матеріалів міцність на стиск в кілька разів перевищує міцність на розтягнення. До таких матеріалів відносяться і плазмові покриття. Тому руйнування покриття визначалося міцністю розтягнутих шарів. Вплив неоднорідності механічних властивостей покриття оцінювався при порівнянні результатів випробувань при розтягуванні внутрішньої і зовнішньої поверхні.

Аналіз отриманих результатів

Випробування відшарованого самофлюсуючого покриття ПРНХ15СР2 виконували шляхом вимірювання переміщення вільного кінця зразка під дією прикладеної поперечної сили. Вимірювання переміщень виконувалося за допомогою штангенциркуля. Максимальна величина переміщення при розломі зразка склала 19,5 мм. Параметри зразка: ширина зразка $13,2 \cdot 10^{-3}$ м; товщина зразка $1,46 \cdot 10^{-3}$ м; довжина 0,1 м. Матеріал покриття ПРНХ15СР2 складається в основному з 82 % нікелю і 15 % хрому, 1 % кремнію і 2 % бору. Розміри фракцій порошку 40–100 мкм. Величина модуля пружності визначалася за формулою (2). Для оцінки найбільшого розтягуючого напруження в критичному перетині в точці закріплення зразка використовувалася формула (3), а величина відносного подовження поверхневого шару в цьому перетині знаходилася за формулою (5). Результати вимірювань при розтягуванні внутрішньої поверхні покриття наведено в табл. 1.

Результати вимірювань характеристик матеріалу при розтягуванні зовнішньої поверхні покриття наведені у таблиці 2. Порівнюючи показники таблиць 1 і 2, слід зазначити, що границя міцності на розтягнення і модуль пружності зовнішньої частини покриття приблизно на 20 % нижче, ніж для внутрішньої, прилеглої до підкладки поверхні частини покриття.

Виходячи з отриманих результатів, при розтягуванні внутрішньої частини покриття, в основному виконується закон Гука, який полягає в пропорційності між напругою і відносною деформацією, аж до моменту руйнування, умови якого відповідають останньому рядку таблиці. Величина модуля пружності внутрішньої частини покриття в середньому становить $5,6 \cdot 10^{10}$ Па, що приблизно в 4 рази менше модуля пружності суцільного металу. Відносна деформація при

руйнуванні покриття складає $4,27 \cdot 10^{-3}$, що удвічі перевищує границю плинності суцільного металу. Але явище плинності при розтягуванні покриття у процесі згинання до моменту руйнування зразка не було зафіксовано.

Таблиця 1 – Характеристики деформації вигину при розтягуванні внутрішньої поверхні покриття довжиною 0,1 м

№	P, Н	M, Н·м	y, 10 ³ , м	σ, МПа	E, 10 ⁴ , МПа	ε, 10 ⁻³
1	1	0,1	2,0	21,3	4,88	0,44
2	2	0,2	3,8	42,6	5,13	0,91
3	3	0,3	5,5	63,9	5,32	1,20
4	4	0,4	7,3	85,3	5,34	1,59
5	5	0,5	9,0	106,6	5,42	1,97
6	6	0,6	10,6	127,9	5,52	2,32
7	7	0,7	12,0	149,3	5,69	2,63
8	8	0,8	13,2	170,6	5,90	2,89
9	9	0,9	15,5	191,9	5,66	3,39
10	10	1,0	17,0	213,2	5,73	3,72
11	11	1,1	19,5	234,5	5,49	4,27

Таблиця 2 – Характеристики деформації вигину при розтягуванні зовнішньої поверхні покриття довжиною 0,1 м.

№	P, Н	M, Н·м	y, 10 ³ , м	σ, МПа	E, 10 ⁴ , МПа	ε, 10 ⁻³
1	1	0,1	2,7	21,3	3,55	0,60
2	2	0,2	4,7	42,6	4,06	1,05
3	3	0,3	6,7	63,6	4,26	1,50
4	4	0,4	8,1	85,3	4,73	1,80
5	5	0,5	10,0	106,6	4,73	2,24
6	6	0,6	12,0	127,2	4,73	2,70
7	7	0,7	13,4	149,3	4,60	3,24
8	8	0,8	16,7	170,6	4,54	3,77
9	9	0,9	18,7	191,9	4,56	4,30
10	9,9	0,99	20,7	211,0	4,58	4,67

Графічний вид діаграми розтягнення для двох випадків показано на рис.4. Зазначена відмінність пояснюється, відмінністю температурних умов формування покриття і виникненням залишкових термічних напружень в ньому.

Нагріті до більш високої температури зовнішні шари покриття при охолодженні розтягуються сильніше, ніж внутрішні шари покриття, що є причиною зародження мікротріщин і зниження механічних властивостей, таких як межа міцності на розтягування і модуль пружності.

При напilenні на жорстку основу величина залишкових термічних напружень в одновимірному наближенні оцінюється за формулою:

$$\sigma_t = \alpha E \Delta t, \quad (6)$$

де $\alpha = 1,8 \cdot 10^{-5}$ град.⁻¹ – коефіцієнт температурного розширення ніхрома; Δt – різниця між температурою розглянутого шару покриття і середньою температурою підкладки.

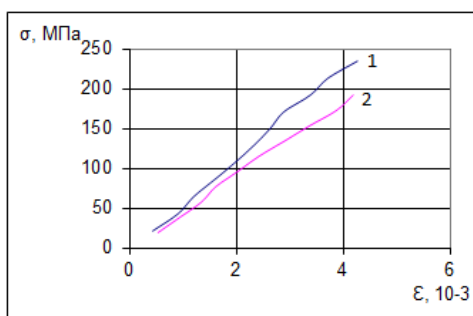


Рисунок 4. Діаграма напружень згинання відшарованого покриття при розтягуванні внутрішньої (1) і зовнішньої (2) поверхонь

Оскільки тепловий струм підводиться до зовнішньої поверхні покриття, то різниця температур Δt для зовнішнього шару буде більше, ніж для внутрішнього шару, що при охолодженні покриття і викликає додаткові напруження розтягування на його зовнішній поверхні. Згідно (6), максимальна відмінність температур між зовнішнім шаром покриття і основою, яку достатньо для появи руйнівних напружень, при використанні отриманих значень міцності і модуля пружності, становить:

$$\Delta t = \sigma / (\alpha E) = 240 \text{ }^\circ\text{C}$$

У зоні контакту покриття з підкладкою різниця температур Δt буде менше за рахунок охолоджуючого впливу підкладки. Тому залишкові термічні напруження для внутрішніх шарів покриття будуть значно меншими.

Модель зниження міцності та жорсткості покриття полягає у тому, що існує тонкий поверхневий шар руйнування покриття у якому термічні напруження перевищили межу міцності та виникли мікротріщини. Вважається, що у шарі руйнування напруження розтягування відсутні. Тоді висота навантаженого перерізу зразка буде меншою на величину шару руйнування. З формули (1) видно, що момент інерції перерізу обернено пропорційний деформації згинання і за даними табл. 1 та 2 при $P = 10$ Н має місце відношення:

$$\frac{I_2}{I_1} = \frac{y_1}{y_2} = 0,82 \quad (7)$$

де I_1 та I_2 , y_1 та y_2 моменти інерції та деформації цілих зразків та зразків з мікротріщинами. З формули (7) маємо, що висота незруйнованого перерізу зразка з мікротріщинами визначиться як

$$\frac{h_2}{h_1} = \sqrt[3]{\left(\frac{I_2}{I_1}\right)} = 0,94,$$

де h_2 та h_1 – висота незруйнованого перерізу зразка та загальна висота зразка.

Товщина шару руйнування покриття дорівнює

$$h_p = h_1 - h_2 = 0,06h_1 = 0,087 \text{ мм.}$$

Важливою характеристикою покриття є градієнт термічних напружень по висоті перерізу. Його величина залежить від висоти незруйнованої частини перерізу та від межі міцності зразка. Експериментально показано зростання термічного напруження по товщині покриття [14, 15]. Якщо знехтувати термічним напруженням у зоні контакту покриття з основою то його величину можна визначити як

$$\frac{d\sigma_T}{dh} = \frac{\sigma_B}{h_2}, \quad (8)$$

де σ_B – границя міцності покриття, яка визначається термічним напруженням на висоті незруйнованого перерізу зразка h_2 . Порівняння (6) і (8) показує, що градієнт термічних напружень є пропорційним градієнту температури та потужності теплового потоку від плазмотрону у покриття під час його нанесення на основу. Значення градієнтів термічних напружень по висоті перерізу визначають критичну товщину покриття, при якій виникають мікротріщини. Градієнти термічних напружень для порошкового та дровогого плазмотронів, які майже у 2 рази відрізняються за потужністю, наведено у табл. 3.

Таблиця 3 – Характер залежності градієнта термічного напруження у покритті від потужності плазмотрона

Плазмотрон:	P , кВт	$\frac{d\sigma_T}{dh}$, МПа/мм
порошковий	22,5	160
дротовий [15]	14	88

Залежність градієнта термічних напружень від потужності плазмотрона приблизно визначається формулою:

$$\frac{d\sigma_T}{dh} \approx 7 \cdot P, \frac{\text{МПа}}{\text{мм}},$$

де P , кВт – потужність плазмотрона. Використання дровогого плазмотронів, які менш потужні ніж порошкові, має перевагу тому, що градієнт термічного напруження у покритті буде меншим. При

цьому зростає критична товщина покриття, яка при безперервному процесі напылення визначиться з (8)

$$h_2 = \frac{\sigma_B}{\frac{d\sigma_T}{dh}}$$

Таким чином, нанесення покриття з дротових матеріалів дає не тільки економію електроенергії, але й зменшення термічних напружень та підвищення якості плазмових покриттів.

Висновки

1. Показано, що при визначенні когезійної міцності покриття, зчепленого з основою, виникає системна похибка, оскільки не враховуються внутрішні напруження у покритті. В результаті випробувань на вигин відшарованого від підкладки покриття ПРНХ15СР2 отримані значення модуля пружності, границі міцності покриття і максимальної відносної деформації розтягування, як із зовнішнього, так і з внутрішньої, прилеглої до основи, сторони покриття. Виявлено, що границя міцності і модуль пружності на внутрішній поверхні покриття перевищує приблизно на 20 % відповідне значення на зовнішній поверхні покриття.

2. Причиною відмінності механічних властивостей на зовнішньої і внутрішньої поверхні покриття є існування градієнта температури по висоті покриття в процесі його нанесення, що призводить до перевищення термічними напруженнями межі міцності та створення шару мікротріщин на зовнішній поверхні покриття. Розроблено метод визначення товщини шару мікротріщин.

3. Отримані значення когезійної міцності покриття $\sigma \approx 230$ МПа, модуля пружності $E \approx 56$ ГПа при руйнівній відносній деформації $\varepsilon \approx 4,2 \cdot 10^{-3}$. Менші значення руйнівного напруження і модуля пружності відносяться до зовнішньої сторони покриття. Слід зазначити, що міцність зчеплення покриттів з основою становить лише 40-45 МПа, що в 5 разів менше когезійної міцності покриття.

4. Для попередження перегріву покриттів і виникнення руйнівних термічних деформацій, слід зменшити градієнт температури та тепловий режим напылення. При використанні дротових плазмотронів, які мають меншу потужність ніж порошкові, градієнт термічного напруження у покритті буде меншим. Це дає можливість збільшити критичну товщину покриття, при якій внутрішні напруження не призводять до виникнення мікротріщин.

Список літератури

1. Корж В. М. Нанесення покриття / В. М. Корж, В. Д. Кузнецов, Ю. С., Борисов, К. А. Ющенко. – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
2. Кудинов В. В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование / В. В. Кудинов, Г. В. Бобров. – М. : Металлургия, 1992. – 432 с.

3. Балдаев Л. Х. Современные тенденции получения газотермических покрытий / Л. Х. Балдаев, В. И. Калита // Технология металлов. – 2003. – № 2. – С. 17–20.

4. Оптимизация по критериям прочности плазменного напыления эрозионно стойких покрытий / Е. К. Соловых, Б. А. Ляшенко, Ю. В. Дмитриев, Ю. С. Борисов // Проблемы прочности. – 2008. – № 6. – С. 136–151.

5. Hobbs J. M. Experience with a 20-ks Cavitation Erosion Test / J. M. Hobbs // ASTM STP 408. – 1967. – Р. 159–79.

6. Тирувенгадам А. Обобщенная теория кавитационных разрушений / А. Тирувенгадам // Тр. Америк. об-ва инженеров-механиков. Сер. Д. Техническая механика. – 1963. – 48. – № 3.

7. Определение комплекса механических характеристик газотермических покрытий / Б. А. Ляшенко, Ю. В. Дмитриев, В. Н. Богуш [и др.] // Современные достижения в области техники и применения газотермических и вакуумных покрытий. – К., 1991. – С. 90–97.

8. Методика определения механических характеристик композиции металлозащитное покрытие / Б. А. Ляшенко, С. Ю. Шаривкер, О. В. Цыгулев [и др.] // Пробл. прочности. – 1989. – № 8. – С. 113–115.

9. Дмитриев Ю.В. Методологический подход к исследованию механических характеристик материалов с покрытиями [Текст]: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1990. – 17 с.

10. Борисов Ю. С. Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов. – К. : Наукова Думка, 1987. – 210 с.

11. Методы оценки служебных свойств защитных покрытий / Л. Х. Балдаев, И. Ф. Арутюнова, Н. А. Волосов [и др.] // Сварочное производство. – 2001. – № 9. – С. 35–38.

12. Напряжения і деформація плазмового покриття при вигині підкладки / Е. А. Зеленіна, С. В. Лоскутов, А. В. Єршов, С. Н. Мацюк // Вестник двигателестроения. – 2017. – № 1. – С. 39–42.

13. Феодосьев В. И. Соппротивление материалов. т. 2. / В. И. Феодосьев. – М: МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 1999. – 590 с.

14. Дерябкина Е. С. Влияние щеточной обработки на уровень остаточных напряжений в газопламенных покрытиях / Е. С. Дерябкина // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2013. – № 59. – С. 178–184.

15. Определение разрушающих термонапряжений цилиндрического плазменного покрытия / Е. А. Зеленіна, С. В. Лоскутов, А. В. Єршов, Шевченко В. Г. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 2. – С. 90–93.

Одержано 16.08.2023

PHYSICAL-MECHANICAL CHARACTERISTICS AND THERMAL STRESS OF PLASMA COVERING

- Greshta V. Ph. D., Professor, Rector, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: greshta@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Yershov A. Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of the Department of Physics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: eav.nuzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Hrabovskiy V. Ph. D., Associate Professor of the Department of Physical Materials Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: vladimirgr45@ukr.net, ORCID: 0000-0003-0936-6132
- Vinichenko V. Ph. D., Associate Professor of the Department of Physical Materials Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: vinic@ukr.net, ORCID: 0009-0001-7631-9822
- Seidametov S. Senior Lecturer of the Department of Physics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: stanislav.seidametov@gmail.com, ORCID: 0000-0003-3417-7384

Purpose. It is based on the method of determining the physical and mechanical characteristics and cohesive strength of the plasma coating.

Research methods. Experimental research methods of plasma coating specimens and mathematical methods of the theory of strength of materials. Received results. The study of the mechanical properties of the ПPHX15CP2 plasma coating during the bending test was carried out. Values of forces and moments of elastic forces during bending depending on the deformation of the plasma coating sample was determined. The dependence of the destructive stress on the relative deformation of the coating was calculated. The modulus of elasticity and strength for the outer and inner surfaces of the coating are determined.

Scientific novelty. It is shown that when determining the mechanical characteristics of the coating bonded to the base, a systematic error occurs due to the uncertainty of the internal stress in the coating. Therefore, for measurement, it is proposed to use samples peeled from the base, which are practically devoid of internal stress. For the inner surface of the coating, the modulus of elasticity and the destructive stress are rather higher than for the outer surface. The detected difference is associated with the presence of a temperature gradient during coating application and the distribution of residual stresses over the thickness of the coating. The gradient of residual thermal stresses and the maximum permissible temperature in the process of the coating deposition are determined.

Practical value. The obtained results are of practical value for determining the conditions of guaranteed preservation of the integrity of the coating in the presence of residual stresses and calculating its maximum thickness on the base surface. It is shown that when the power of the plasmatron is reduced, the thermal stress gradient and the maximum stress on the coating surface decrease. Therefore, it is recommended to use a wire instead of a powder plasmatron, which twice reduces thermal stresses by half.

Key words: plasma coating, modulus of elasticity, stress, deformation, temperature gradient.

References

1. Korzh V. M., Kuznetsov V. D., Borisov, Yu. S., Yuschenko K. A. (2005). Nanesennya pokryttya [Coating]. Kyiv, Ukrain: Aristey, 204.

2. Kudinov V. V. Bobrov G. V. (1992). Nanesenie pokrytyiy napyileniem. Teoriya, tehnologiya i oborudovanie [The application is covered by spraying. Theory, technology and equipment], Metallurgy, 432.

3. Baldaev L. H., Kalita V. I. (2003). Sovremennyye tendentsii polucheniya gazotermicheskikh pokrytyiy [Modern trends in the

production of gas-thermal coatings]. Technology of metals, 2, 17–20.

4. Solovyih E. K., Lyashenko B. A., Dmitriev Yu.V., Borisov Yu.S. (2008). Optimizatsiya po kriteriyam prochnosti plazmennogo napyileniya erozionno stoykih pokrytyiy [Optimization according to the strength criteria of plasma spraying of erosion-resistant coatings]. Durability problems, 6, 136–151.

5. Hobbs J. M. (1967). Experience with a 20-кc Cavitation Erosion Test. ASTM STP 408, 159–179.

6. Tiruvengadam A. (1963). Obobshchennaya teoriya kavitatsionnyih razrusheniy [Generalized theory of cavitation damage]. Proceedings of Amer. Society of

Mechanical Engineers. Ser. D. Technical mechanics, 3, 48.

7. Lyashenko B. A., Dmitriev Yu. V., Bogush V. N. Et al. (1991). Opredelenie kompleksa mehanicheskikh harakteristik gazotermicheskikh pokryitiy [Determination of a set of mechanical characteristics of gas-thermal coatings] Modern achievements in the field of technology and application of gas-thermal and vacuum coatings, Kyiv, 90–97.

8. Lyashenko B. A., Sharivker, S. Yu. Tsyigulev O. V. et al. (1989). Metodika opredeleniya mehanicheskikh harakteristik kompozitsii metallozaschitnoe pokryitie [Methodology for determining the mechanical characteristics of a metal protective coating composition]. Durability problems, 8, 113–115.

9. Dmitriev Yu. V. (1990). Metodologicheskii podhod k issledovaniyu mehanicheskikh harakteristik materialov s pokryitiyami [Methodological approach to studying the mechanical characteristics of coated materials]. Author's abstract. dis. ...cand. tech. Sci. Kyiv, Ukrain, 17.

10. Borisov Yu. S., Harlamov, Yu. A. (1987). Gazotermicheskie pokryitiya iz poroshkovykh materialov [Gas thermal coatings from powder materials]. Kyiv, Ukrain: Naukova Dumka, 210.

11. Baldaev L. H., Arutyunova, I. F., Volosov N. A. et al. Metodyi otsenki sluzhebnykh svoystv zaschitnykh pokryitiy [Methods for assessing the performance properties of protective coatings]. Welding production, 9, 35–38.

12. Zelenina E. A., Loskutov S. V., Ershov A. V., Matsyuk S. N. (2017). Napruzhennya i deformatsiya plazmovogo pokryitiya pri viginl pldkladki [Stress and deformation of the plasma coating during bending of the substrate]. Engine Building Bulletin, 1, 39–42.

13. Feodosev V. I. (1999). Soprotivlenie materialov, 2. [Strength of materials t. 2.]. Moscow, Russia: MGTU im. N.E. Baumana, 590.

14. Deryabkina E. S. (2013). Vliyanie schetochnoy obrabotki na uroven ostatochnykh napryazheniy v gazoplamennykh pokryitiyah [The influence of brushing on the level of residual stresses in gas-flame coatings]. Open information and computer integrated technologies, 59, 178–184.

15. Zelenina E. A., Loskutov S. V., Ershov A. V., Shevchenko V.G. (2017). Opredelenie razrushayuschiy termonapryazheniy tsilindricheskogo plazmennogo pokryitiya. [Determination of destructive thermal stresses of a cylindrical plasma coating]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 2, 90–93.

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

УДК 621.74

- Омельченко О. С. ст. викладач кафедри механіки Національного університету «Запорізька Політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *omelchenko15@ukr.net*, ORCID: 0000-0001-8925-4178
- Шалева Н. В. асистент кафедри механіки Національного університету «Запорізька Політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *shaleva1711@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-6571-0359
- Єфанов В. С. канд. техн. наук, доцент кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій Національного університету «Запорізька Політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *vsyefanov@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-6363-4081

ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ВПЛИВУ СУМІШІ ГАЗІВ НА ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ КАТОДІВ ДЛЯ ІОННО-ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ

Мета роботи. Удосконалення технологічних режимів виплавки катодів, що розплюються, на основі нікелю системи Ni-Cr-Al-Y з метою підвищення їх якості, а саме – зменшення загальної кількості дефектів у вигляді несущільностей, пор, непролавів і підвищення гомогенності структури і хімічного складу та використання у якості захисної атмосфери інертних газів, найбільш розповсюдженими з яких є гелій та аргон.

Методи дослідження. Вдосконалено обладнання, зокрема, вакуумно-дугова установка була доукомплектована рампою і балоном з гелієм. Отримані пробні зразки у вигляді «шайб» (діаметром 127 мм і товщиною 40 мм), які використовувалися для дослідження мікроструктури і хімічного складу. Відпрацьовано режими переплаву. Дослідження хімічного складу проводили із застосуванням багатоцільового растрового електронного мікроскопа РЕМ 1061, оснащеного системою мікроаналізу.

Отримані результати. На підставі результатів досліджень впливу концентрації суміші газів на структуру та склад катодів встановлені технологічні режими плавлення, що дозволило поліпшити показники якості та економічні показники досліджуваних катодів. Це позитивно позначиться на кількості браку катодів, працездатності деталей з покриттям та ресурсу авіаційних двигунів в цілому.

Наукова новизна. Визначено залежність впливу концентрації суміші газів (аргон-гелій), що дозволило отримати оптимальне співвідношення захисних газів. При співвідношенні газів 70/30 % отримані максимально якісні катоди, на яких проводили подальші дослідження.

Практична цінність. Якість нанесення покриттів визначається режимами нанесення і якістю самого катода. Один з методів - пошарове сплавлення катодів в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі. Запропоновано оптимальне співвідношення захисних газів для отримання якісних катодів

Ключові слова: нікелевий сплав, плавка, злиток, катод, структура, інертний газ, захисна атмосфера, аргон, гелій.

Вступ

Сучасні енергетичні установки та авіадвигуни працюють при підвищених температурах, якщо в перших газотурбінних двигунах (ГТД) робочі температури матеріалу становили від 600 °С до 900 °С, то в подальшому значно підвищилися, досягнувши в даний час 1700 °С. Для забезпечення роботи при високих температурах застосовують жаростійкі покриття, зокрема, на основі нікелю. Ресурс лопаток в першу чергу залежить від якісних показників нанесених покриттів (відсутності пор, включень, хімічна однорідність). Як показано в роботах [2, 3], якість нанесення покриттів

визначається технологічними режимами і наявністю дефектів самого катода. Як правило, катоди представляють собою механічно оброблені злитки сплавів зі спеціальною геометрією. Існує кілька технологій виготовлення катодів (метод традиційного лиття в кокіль, порошкова металургія, електрошлакове зварювання), кожна з яких має свої переваги і недоліки. Основні складності цих технологій – нерівномірність розподілу хімічного складу та дефекти структури. Один з найбільш ефективних методів виготовлення катодів - пошарове сплавлення катодів в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі із застосуванням розплавляемого або електрода, який не плавиться. Останній метод

забезпечує надійне перемішування легуючих та модифікуючих елементів за рахунок окремого плавлення з багаторазовим перемішуванням литих заготовок с подальшим їх сплавленням між собою в злиток. Однак, при пошаровому сплавленні литих заготовок між шарами можливо виникнення непроплавів, що призводить до дефектів катодів (рис. 1).

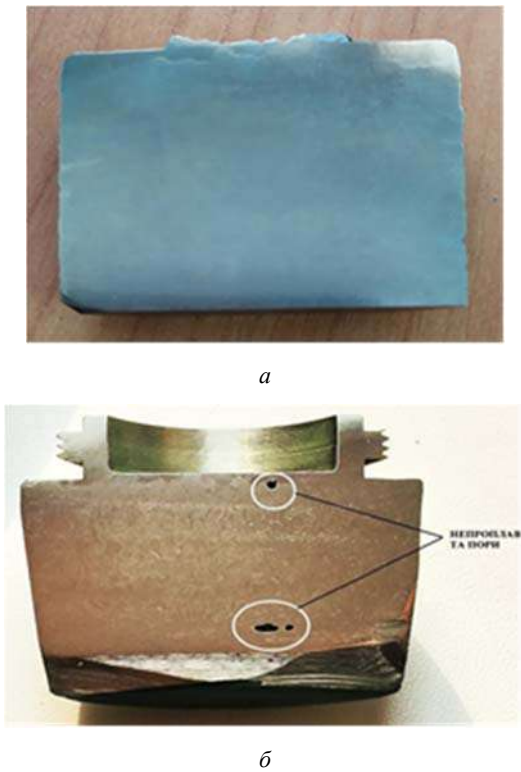


Рисунок 1. Макрошліфи катодів зі сплаву Ni-Cr-Al-Y: а – якісний катод; б – катод з основними дефектами

Аналіз досліджень та публікацій

Технологія пошарового сплаву має ряд особливостей і вимагає відпрацювання технологічних режимів для забезпечення якісних показників катодів, формування правильної геометрії сплавлених шарів, відсутність дефектів, таких як пори і непроплави [4]. Вирішення цих проблем можливе шляхом зміни погонної енергії.

Найбільш простим і доступним шляхом вирішення даного завдання при дуговому зварюванні є збільшення швидкості плавлення електрода за рахунок підвищення зварювального струму. Однак, такий підхід має обмеження по можливостям обладнання, діаметру неплавкого електрода, використанню джерел живлення.

Отже, даний напрямок має суттєві обмеження у зварювальному струмі і області застосування [5].

Найбільш доцільним методом зміни геометрії проплавлення металу без принципів змін конструкції обладнання є застосування суміші інертних газів (аргон, гелій) замість однокомпонентних середовищ. Однак, це вимагає додаткових досліджень. Таким чином, отримання якісних злитків для катодів можливо при оптимізації технологічних параметрів плавки, а саме додавання суміші газів аргон-гелій та визначення їх оптимальних співвідношень.

Згідно з дослідженнями [3...5] додавання гелію в аргон змінює теплофізичні властивості захисних газів, які впливають на технологічні властивості дуги і форму швів. Наприклад, у порівнянні з аргонем гелій має більш високий потенціал іонізації і велику теплопровідність при температурах плазми (табл. 1).

Таблиця 1 – Фізичні властивості газів, що застосовуються

Параметр	Ar	He
Потенц. іонізації U_i , eV	15,7	24,6
Коефіцієнт тепловкладення при 6000 K, Вт/(м.К)	0,17	1,5

Мета роботи

Підвищення якості катодів на основі нікелю (Ni-Cr-Al-Y) шляхом удосконалення технологічних режимів виплавки злитків. Завдання – зменшення загальної кількості дефектів в злитках у вигляді несучільностей, пор, непроплавів, підвищення гомогенності структури і хімічного складу.

Матеріал і методика досліджень

Для плавлення зразків була використана вакуумно-дугова піч ВД-1, яку було вдосконалено, а саме, додано рампу та балон гелію (1). Установка являє собою циліндричний корпус (2), встановлений на станині (3). У нижній частині знаходиться мідний кристалізатор (4), у верхній частині корпусу в кришці встановлений електродотримач, а зліва – маніпулятор (6). Оглядове вікно (7) служить для спостереження і керування процесом плавки. Корпус, кристалізатор і електродотримачі охолоджуються водою. Справа корпус через вакуумний затвор (8) з'єднується з системою високого і низького вакуумування (9). При роботі з установкою здійснюється завантаження зразків в піч, відкачка вакууму насосом (10) та подача з балонів через рампу аргону і гелію в робочу камеру. Після зазначених операцій проводять процес плавки. Джерело живлення установки – зварювальний випрямляч ВДУ1200 (11) (рис. 2).

Технологічні режими роботи обладнання для виплавки злитків включали: роботу насоса вакуумного бустерного паромасляного типу 2НВБМ-160 і вакуумного насоса типу АВЗ-20, які працювали 3 години на одну плавку; роботу насосів контролювали вакуумметром ВІТ 2-П.

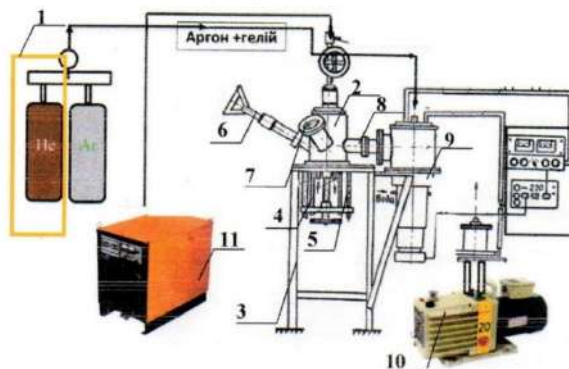


Рисунок 2. Схема електродугової установки для сплавлення злитків для катодів

Відпрацювання режимів переплавки проводилася шляхом експериментальної реалізації процесу. Діапазон режимів наступний: $I = 450\text{--}1800\text{ А}$, $U = 30\text{--}45\text{ В}$, $\tau = 25\text{--}35\text{ хв}$, попереднє створення вакууму 1×10^{-4} мбар., робоче середовище – суміш газів $\text{Ar} + \text{He}$, тиск 0,5 бар, температура розплаву перед заливкою від $1400\text{ }^\circ\text{C}\text{--}1700\text{ }^\circ\text{C}$. Кожен злиток діаметром 50–70 мм висотою 5–7 мм переплавляють 3–5 разів при певних параметрах (рис. 3а). Після цього всі злитки завантажувалися в піч і пошарово наплавляли один на одного (в залежності від необхідних розмірів) при тих же параметрах. При цьому пошарово формується необхідна геометрія злитка, який застосовується для виготовлення катоду (рис. 3б). Досліджували злитки при різному процентному співвідношенні аргону і гелію (табл. 2). При співвідношенні 70/30 % були отримані максимально якісні злитки, на яких проводили подальші дослідження (рис. 3).

Для відпрацювання технологічного режиму виплавки були отримані пробні зразки у вигляді «шайб» (діаметром 127 мм і товщиною 40 мм), які використовувалися для дослідження мікроструктури і хімічного складу.

Дослідження хімічного складу проводили із застосуванням багатоцільового растрового електронного мікроскопа РЕМ 106І, оснащеного системою мікроаналізу.

Металографічні дослідження отриманої структури злитка проводилося за допомогою оптичного і електронних мікроскопів. Зразки для металографічних досліджень виготовляли послідовним шліфуванням і поліруванням. Травлення шліфів проводили в реактиві складу: $\text{HF} - 10\text{ мл}$, $\text{HNO}_3 - 25\text{ мл}$, гліцерин – 65 мл. Мікроструктурний аналіз проводили з застосуванням інвертованого мікроскопа «Неорphot-32». Енергодисперсійний аналіз проводили за допомогою багатоцільового растрового мікроскопу JSM-6360LA з інтегрованою системою мікроаналізу. Він дозволяє досліджувати хімічний склад локальних ділянок мікроструктури сплавів.

Результати досліджень

Для визначення оптимальних режимів (суміші газів), які забезпечують кращі показники якості катодів, проводили пошарове сплавлення злитків при різних концентраціях газів (аргону та гелію) в їх суміші (табл. 2).

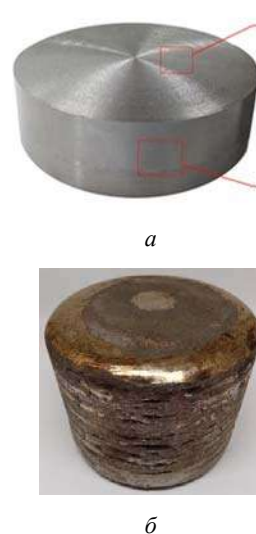


Рисунок 3. Злиток для досліджень:
 а – вихідний злиток для сплавлення заготовки катода;
 б – злиток для виготовлення катода

Таблиця 2 – Результати досліджень на якість

Суміш захисних газів	Співвідношення у %	Результат переплаву
Ar+ He	90+10	напливи
Ar+ He	80+20	виражені границі сплавлення
Ar+ He	70+30	відсутні напливи, межі сплавлення шарів розмиті

Для всебічної оцінки хімічного складу проводили дослідження в двох зонах фрагмента зразка. Для остаточного висновку, про відповідність дослідного сплаву вимогам, провели контрольну плавку з урахуванням раціональних режимів і коефіцієнтів переходу, які визначені експериментально. Хімічний склад сплаву злитка заготовки катода наведені в таблиці (табл. 3).

Таблиця 3 – Хімічний склад сплаву, % мас.

Вміст	Осн.	Легуючі елементи			Домішки	
	Ni	Cr	Al	Y	Si	Fe
%	67,52	20,40	12,25	0,55	0,11	0,20
+/-	0,10	0,30	0,20	0,05	0,05	0,05

Результати дослідження хімічного складу дозволяють зробити висновок про рівномірний розподіл хімічних речовин дослідного нікелевого сплаву. Таким чином, отримали злитки, які по концентрації хімічних елементів відповідають вимогам поставленого завдання.

На зразках, які вирізали з злитка заготовки катоду проводили дослідження макро- і мікроструктури. Макроструктура (мікроскоп МІТОМ-21) показала рівномірне і якісне сплавлення шарів катода, що підтверджує правильний підбір співвідношення інертних газів. Макрошліф злитка свідчить про повне його проплавлення, пори, включення і несплошності в ньому були відсутні. Дослідження мікроструктури показало рівномірність розподілу структурних складових, відсутність явно вираженої ліквіації. Металографічні дослідження показують дрібнодисперсну структуру, високу гомогенність злитків і відсутність дефектів. Структурних неоднорідностей не виявлено.

Було встановлено, що додавання гелію в середу захисного газу аргону дозволить забезпечити більш концентровану дугу. Це дає можливість точно регулювати висоту наплавлення шарів. Це можна пояснити проникаючими властивостями дуги, при додаванні в якості захисного газу – гелію.

Візуальний огляд злитків, переплавлених у суміші 70 % Ar + 30 % He показав, що на боковій поверхні злитків відсутні напливи, межі сплавлення шарів металу розмиті, а структура бокової поверхні злитків близька до литої, внаслідок чого можна зробити висновок, що газова суміш 70 % Ar + 30 % He є оптимальною для дугового переплаву сплаву заданого хімічного складу з точки зору отримання злитків без технологічних дефектів (напливи шарів один на інший, несплавлення шарів металу).

Для отриманих зразків характерна дрібнодисперсна, гомогенна структура з достатньою рівномірністю розподілу фаз по всьому об'єму злитків

Таким чином, впровадження нової розробки дозволило поліпшити показники якості досліджуваних злитків для катодів. За рахунок цього існує можливість

скоротити кількість браку, що дозволяє прогнозувати підвищення якості катодів і у свою чергу зменшення захисних покриттів. Це позитивно позначиться на ресурсі і працездатності виробів, відповідальних деталей авіаційного призначення.

Висновки

1. На підставі аналізу технології виробництва катодів на нікелевій основі для іонно-плазмових покриттів визначені шляхи підвищення якості катодів за рахунок зниження кількості пор і несутільностей та поліпшення структури злитків заготовок катодів.

2. Реалізована можливість виплавки катодів з використанням суміші газів (аргон+гелій) завдяки вдосконаленню конструкції установки вакуумно-дугової переплавки за рахунок додавання рампи і балона з гелієм.

3. Досліджено вплив складу суміші аргону та гелію на структуру і хімічний склад злитків для катодів, оптимальні технологічні режими і якість катодів. Було встановлено, що додавання гелію в середовище захисного газу аргону дозволить забезпечити більш концентровану дугу, що дозволить точніше регулювати висоту наплавлення шарів. Встановлено, що концентрація газів 70 % + 30 % забезпечує отримання сплаву заданого хімічного складу з точки зору формування злитків без технологічних дефектів (напливи шарів один на інший, несплавлення шарів металу).

4. Підвищення якості катодів дає змогу зробити висновок про поліпшення показників якості покриттів та збільшення ресурсу роботи лопаток.

Список літератури

1. Симс Ч. Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс. – М. : Металлургия, 1995. – 384 с.
2. Масленков С. Б. Справочник жаропрочных сталей и сплавов / С. Б. Масленков. – М. : Металлургия, 1983. – 192 с.
3. Влияние технологии изготовления катодов на качество покрытий лопаток турбины / В. С. Ефанов, В. В. Клочихин, А. А. Педаш, В. Г. Шило // Вестник двигателестроения. – 2018. – № 1. – С. 132–137.
4. Технология выплавки слитков для получения катодов из кобальтового сплава способом дугового переплава / А. В. Овчинников, С. М. Теслевич, Д. Л. Тиценберг, В. С. Ефанов // Современная электрометаллургия. – 2019. – № 1. – С. 23–27.
5. Патон Б. Е. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин. – К. : Наукова думка, 2008. – 312 с.
6. Асланян, И. Р. Современные тенденции развития технологии изготовления модельных композиций для литья жаропрочных сплавов [Текст] / И. Р. Асланян, О. Г. Оспенникова // Фундаментальные и прикладные исследования в области создания литейных жаропрочных никелевых и интерметаллидных сплавов и

высокоэффективных технологий изготовления деталей ГТД : научно-техническая конференция, 2017. – С. 49–58.

7. Горюнов А. В. Современная технология получения литейных жаропрочных никелевых сплавов [Текст] / А. В. Горюнов, В. Е. Ригин // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 2. – С. 3–7.

8. Сидоров В. В. Организация производства литых прутковых заготовок из современных литейных высокожаропрочных никелевых сплавов [Текст] / В. В. Сидоров, В. Е. Ригин, Д. Е. Каблов. // Литейное производство. – 2011. – № 10. – С. 72–75.

9. Исследование литейных характеристик жаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 [Текст] / Н. А. Ночовная, А. С. Кочетков, К. А. Боков, В. И. Иванов // Труды ВИАМ : электрон. науч.-технич. журн. 2017. – № 5.

10. Свещинский В. Г. Сварка сталей в защитных газовых смесях на основе аргона в промышленности Украины [Текст] / В. Г. Свещинский, С. Т. Римский, В. И. Галинич // Автоматическая сварка. – 1994. – № 4. – С. 41–44.

11. Свещинский В. Г. Оценка вязкости разрушения швов, сваренных в защитных газах и под флюсом [Текст] / В. Г. Свещинский, С. Т. Римский, В. И. Кирьян // Автоматическая сварка. – 1982. – № 8. – С. 46–49.

12. Патон Б. Е. Управление процессом дуговой сварки путем программирования скорости подачи электродной проволоки [Текст] / Б. Е. Патон, Н. М. Воропай, В. Н. Бучинский // Автоматическая сварка. – 1977. – № 1. – С. 34–41.

13. Патон Б. Е. Управление плавлением и переносом электродного металла при сварке в углекислом газе [Текст] / Б. Е. Патон, А. В. Лебедев // Автоматическая сварка. – 1988. – № 11. – С. 29–35.

14. Lucas, W. Choosing a shielding gas. Pt 2 [Текст] / Lucas W. // Weld. and Metal Fabr. – 1992. – № 6. – P. 269–276.

15. Кайдалов А. А. Эффективность применения защитных газовых смесей при дуговой сварке сталей [Текст] / А. А. Кайдалов, А. Н. Гаврик // Сварщик. – 2011. – № 4. – С. 28–31.

Одержано 19.06.2023

DETERMINATION OF THE INFLUENCE OF THE MIXTURE OF GASES ON IMPROVING THE QUALITY OF CATHODES FOR ION-PLASMA SPUTTERING

- Omelchenko O. Senior lecturer of the Department of Mechanics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: omelchenko15@ukr.net, ORCID: 0000-0001-8925-4178
- Shaleva N. Assistant lecturer of the Department of Mechanics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: shaleva1711@ukr.net, ORCID: 0000-0002-6571-0359
- Yefanov V. Candidate of technical sciences, Associate Professor of the Department of Integrated technologies of welding and modeling of structures, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: vsyefanov@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6363-4081

Purpose. Improvement of the technological modes of smelting sputtering cathodes based on nickel of the Ni-Cr-Al-Y system in order to improve their quality, namely, to reduce the total number of defects in the form of discontinuities, pores, non-melts and increase the homogeneity of the structure and chemical composition and application of the protective atmosphere of inert gases, the most widespread of which are helium and argon.

Research methods. The equipment was improved, in particular, the vacuum-arc installation was equipped with a ramp and a helium cylinder. Test samples in the form of “washers” (diameter 127 mm and thickness 40 mm) were obtained, which were used to study the microstructure and chemical composition. Remelting modes have been worked out. The study of the chemical composition was carried out using a multipurpose scanning electron microscope REM 106I, equipped with a microanalysis system.

Results. Based on the results of studies of the influence of the gas mixture concentration on the structure and composition of the cathodes, technological modes of melting were established, which made it possible to improve the quality indicators and economic indicators of the investigated cathodes. This will have a positive effect on the number of cathode failures, the performance of coated parts and the life of aircraft engines in general.

Scientific novelty. The dependence of the influence of the concentration of the mixture of gases (argon-helium) was determined, which made it possible to obtain the optimal ratio of protective gases. With a gas ratio of 70/30 %, the highest quality cathodes were obtained, which were used for further research.

Practical value. *Quality of coating sputtering is determined by regimes of sputtering and quality of cathode itself. One of applied methods is by-layered melting of cathodes in copper water-cooled crystallizer using electrodes that are melted or non-melted. Optimal ratio of protective gases for receiving qualitative cathodes is determined.*

Key words: *nickel base alloy, melt, ingot, cathode, structure, inert gas, protective atmosphere, argon, helium.*

References

1. Sims, Ch.T. (1995). Superalloys II: Heat-resistant materials for aerospace and industrial power installations. Metallurgy, 384.
2. Maslennikov, S. B. (1983). Handbook of heat-resistant steels and alloys. Metallurgy, 192.
3. Efanov, V.S., Klochikhin, A.A., Pedash, V.G. (2018). Effect of cathode manufacturing technology on the quality of coated turbine blades. Herald of dvizhtalestroeniya, 132–137.
4. Ovchinnikov, A. V. Teslevych, S. M., Tisenberg, D. L., Efanov, V. S. (2019). Ingot smelting technology for obtaining cobalt alloy cathodes by arc remelting. Modern electrometallurgy, 23–27.
5. Paton, B. E., Trygub, N. P., Akhonyan, S. V. (2008) Electron-beam melting of refractory and high-reaction metals. Kyiv: Naukova dumka, 312.
6. Aslanyan, I. R., Ospennikova, O. G. (2017). Modern trends in the development of the technology of manufacturing model compositions for the casting of heat-resistant alloys. Fundamental and applied research in the area of creation of cast heat-resistant nickel and intermetallic alloys and high-efficiency technologies for the production of gas turbine parts: scientific and technical conference, 49–58.
7. Horyunov, A. V., Rygin, V. E. (2014). Modern technology of obtaining cast heat-resistant nickel alloys. Aviation materials and technologies, 3–7.
8. Sidorov, V. V., Rygin, V. E., Kablov, D. E. (2011). Organization of the production of cast bar blanks from modern cast high-heat-resistant nickel alloys. Foundry production, 10, 72–75.
9. Nochovnaya, N. A., Kochetkov, A. S., Bokov, K. A., Ivanov, V. I. (2017). Study of casting characteristics of heat-resistant intermetallic titanium alloy VTI-4. Trudy VIAM: electron. scientific and technical journal, 5.
10. Svetsinsky, V. G., Rimsky, S. T., Halynych, V. I. (1994). Welding of steels in protective gas mixtures based on argon in the industry of Ukraine. Automatic conflict, 4, 41–44.
11. Svetsinsky, V. G., Rimsky, S. T., Kiryan, V. I. (1982) Estimation of the viscosity of destruction of seams welded in protective gases and under flux. Automatic quarrel, 8, 46–49.
12. Paton, B. E., Voropai, N. M., Buchinsky, V. N. (1977). Controlling the process of arc welding by programming the speed of the electrode wire supply, 1, 34–41.
13. Paton, B. E., Lebedev, A. V. (1988). Control of melting and transfer of electrode metal during welding in carbon dioxide, 11, 29–35.
14. Lucas, W. (1992) Choosing a shielding gas. Pt 2. Weld. and Metal Fabr, 6, 269–276.
15. Kaidalov, A. A., Gavryk, A. N. (2011). Effectiveness of application of protective gas mixtures in arc welding of steels, Welder, 4, 28–31.

УДК 669.14.017:620.192

Парахневич Є. М.

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри машин і технології ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: 1028913@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6674-5609

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД НЕМЕТАЛЕВИХ ВКРАПЛЕНЬ І ЗОНИ СПЛАВЛЕННЯ

Мета роботи. Потрібно визначити фактори, які впливають на хімічний склад зони сплавлення і неметалевих вкраплень при проведенні електрошлакового наплавлення, яке використовується при відновленні деталей залізничного транспорту, а саме електровозів марок ЧС-4, ЧС-6, ЧС-8 і ін.

Методи дослідження. Хімічний склад неметалевих вкраплень досліджували на установці рентгеноспектрального мікроаналізу «САМЕСА» і растровому електронному мікроскопі «SUPRA 40 WDS» виробництва Carl Zeiss (Німеччина). Похибка вимірювань – не більше 1 %. Природу неметалевих вкраплень (мікроструктуру, морфологію і топографію) вивчали петрографічним методом за допомогою комплексної методики. Зразки для досліджень вирізали з металу дослідних наплавлень таким чином, щоб зона сплавлення знаходилася посередині зразка. Для виявлення зони сплавлення проводилося хімічне травлення металу 4 % розчином сірчаної кислоти.

Отримані результати. В результаті вивчення хіміко-мінералогічної природи неметалевих вкраплень показано, що в металі основи (сталь Ст.3) при наближенні до зони сплавлення зменшуються кількість і розміри неметалевих вкраплень, а також змінюються їх форма, мікроструктура і склад. В зоні нагріву (безпосередньо біля зони сплавлення) практично відсутні неметалеві вкраплення.

Наукова новизна. Показано, що вміст елементів від металу основи до наплавленого практично не змінюється за винятком хрому, вміст якого плавно підвищується від сталі Ст.3 до сталі 12Х13 по зоні сплавлення.

Практична цінність. Результати роботи дозволяють пояснити вплив електрошлакового відновлення деталей електровозів на якість зони сплавлення і пояснити механізм виникнення дефектів структури і можливі види неметалевих вкраплень в результаті наплавлення.

Ключові слова: електрошлаковий перепплав, неметалеві вкраплення, перехідна зона, мікроструктура, морфологія.

Вступ

В процесі електрошлакового наплавлення (ЕШН) як в зоні сплавлення, так і в металі основи відбуваються значні зміни структури і неметалевих вкраплень. Ці зміни відбуваються при наплавленні однорідних і близьких за хімічним складом сталей. При наплавленні різнорідних за хімічним складом сталей не вивчений вплив ЕШН на структуру і неметалеві вкраплення.

Аналіз досліджень та публікацій

Механізм утворення ендогенних неметалевих вкраплень досить складний, тому що на формування зони сплавлення і відповідно неметалеві вкраплення (їх розподіл, морфологію) суттєво впливає режим електрошлакового наплавлення. Як показують дослідні наплавлення, температура в зоні сплавлення сягає близько 1700–2000°C, що призводить до розплавлення і дифузії неметалевих вкраплень з металу основи до рідкої металевої ванни [3]. Для електрошлакового процесу характерні дуже розвинені поверхні реагування металевої і шлакової фаз. Такими поверхнями є: поверхня зануреного в шлакову ванну кінця витратного електрода; поверхня крапель електродного металу, який рухається в шлаковій

ванні; поверхня розділу металевої і шлакової ванн. Розмір міжфазної поверхні залежить, головним чином, від розміру крапель рідкої сталі, які утворюються на торці електрода в шлаковій ванні. Це складний процес, на хід якого впливає поверхневий натяг на межі метал-шлак [4]. Він залежить від складу і температури обох фаз і від електродинамічної сили. Більша частина крапель має правильну форму кулі. Механізм утворення ендогенних неметалевих вкраплень в зоні сплавлення при наплавленні різнорідних за хімічним складом сталей розглянуто в роботі [5]. Крім сприятливого впливу електрошлакового перепплавлення на неметалеві вкраплення, також зменшується вміст шкідливих газів (кисню і азоту) [6]. Видалення всіх цих елементів має велике значення як для забезпечення якості металу, так і для отримання зливка без дефектів структури. За даними роботи [7] встановлено, що при будь-якому способі наплавлення в металі проходять структурні зміни, які приводять до збільшення розмірів зерна та погіршенню показників міцності металу основи. У роботі [8] з'ясовано, як зміна форми рідкої металевої ванни може впливати на повноту видалення шлакових часток. При збільшенні глибини конусної частини металевої ванни підвищується вірогідність захвату неметалевих вкраплень гілками дендритів.

Підвищення швидкості наплавлення зливка призводить до підвищення вмісту неметалевих вкраплень. Це пояснюється тим, що зменшується кількість вкраплень, які випливають на поверхню металевої ванни. В умовах ЕШП можливе впливання вкраплень розміром більше 15 мкм, тому що швидкість випливання вкраплень менших розмірів співставна зі швидкістю наплавлення промислових зливок. Це означає, що якщо зменшити швидкість наплавлення до нижнього рівня, можна підвищити кількість видалених вкраплень завдяки додатковому впливанню дрібних часток [8]. Головними факторами, які обумовлюють міцність з'єднання різновидних металів є їх хімічний склад і технологія сплавлення [9]. Шлаки розрізняють на «довгі» і «короткі». «Довгим» шлакам властива низька в'язкість і незначна її зміна при підвищенні температури. Для «коротких» шлаків характерна значна зміна в'язкості при невеликій зміні температури. Для отримання якісного зливка із чистою поверхнею при ЕШП потрібно застосовувати «довгі» шлаки [10].

При використанні «довгих» шлаків можливо в більш широких межах змінювати тепловий режим наплавлення. При усіх рівних умовах, чим «коротший» шлак, тим товстіший гарнісаж і гірше якість напавленої поверхні. Використання дуже в'язкого шлаку може призвести до віджимання формують пристроїв від кромки основного металу. Шлак повинен мати високу адгезію до неметалевих вкраплень. Такими є фторидні шлаки, які мають підвищену адгезію до неметалевих вкраплень типу корунду, кварцового скла, діоксида цирконію [10]. Найліпша адсорбція неметалевих вкраплень шлаком спостерігається при максимальному міжфазному натягу на межі шлак – тверді вкраплення і куту змочування менше 90°. Фторидні шлаки, які містять 45...90 % CaF_2 , ліпше ніж оксидні змочують вкраплення глинозему й кремнезему. Однак шлак, який містить 90 % CaF_2 і 10 % CaO повільно розчиняє неметалеві вкраплення (Al_2O_3 , SiO_2). Шлаки системи $\text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$, а також шлак АНФ-6-1 добре змочують нітриди перехідних металів і погано – нітрид бора. Адгезія до шлаків зменшується з підвищенням вмісту в них SiO_2 , за винятком нітриду бора, для якого спостерігається зворотна залежність. Адгезія нітридів перехідних металів до шлаку підвищується разом із вмістом у ньому вуглецю, і при певних умовах може бути вища до сталі, ніж до шлаку. Для рафінування сталі найбільш придатний шлак з 50 % CaO і 50 % Al_2O_3 . Між шлаком і металом повинен бути достатньо високий поверхневий натяг, тому це сприяє ліпшому відділенню шлакового гарнісажу і попереджає заплутування шлаку в металі.

В роботі [11] на основі термодинамічного аналізу оцінили можливість азотування металу з газової фази. Показано, що в камерних печах ЕШП при використанні шлаків системи $\text{Ca}-\text{CaF}_2$ і атмосфери азоту створюються необхідні умови для переходу

азоту в метал у кількості, достатній для легування. Різниця густини рідкого шлаку і рідкого металу має велике значення в процесі ЕШП. Це пов'язано з тим, що від різниці густини залежить тривалість контакту металу зі шлаком, а це визначає ефективність відділення шлаку від металу. Знання густини рідкого шлаку при високій температурі необхідно для розрахунку оптимальної маси шлаку. Густина шлаку залежить як від його складу, так і від температури [12]. Заміна 30 % фтористого кальцію на 30 % вапна підвищує густина шлаку до 2,72 г/см³, а заміна 30 % фтористого кальцію на 30 % глинозему підвищує густина до 2,93 г/см³.

Наплавлення проводили у стик, тому що такий спосіб є економічно ефективним способом відновлення деталей. Важкість використання цього способу полягає в тому, що в початковий період процесу (процесу розводки) необхідно отримати якісне з'єднання основного металу з напавленим [13, 14]. Це досягається за умови розплавлення металу основи деталі по всьому перетину кристалізатора. У зв'язку з тим, що при стандартній методиці в деяких варіантах наплавлень не виявлялася повною мірою будова зон сплавлення, була розроблена комплексна методика їх виявлення і дослідження. Зону сплавлення виявляли за допомогою теплового методу (нагрівання зразка до появи зони сплавлення, тобто зміни кольору одного з металів або двох), методом переполірування шліфа і комбінованим методом (хімічне + теплове травлення, переполірування + теплове травлення) [15]. Така методика дозволяє чітко визначити зону сплавлення, відповідно і точно визначити розподіл і розміри неметалевих вкраплень в відновлених деталях.

Мета роботи

В результаті дослідження потрібно визначити фактори, які впливають на хімічний склад зони сплавлення і неметалевих вкраплень при проведенні електрошлакового наплавлення, яке використовується при відновленні деталей залізничного транспорту, а саме електровозів марок ЧС-4, ЧС-6, ЧС-8 та ін.

Матеріал і методика досліджень

Хімічний склад неметалевих вкраплень досліджували на установці рентгеноспектрального мікроаналізу «CAMECA» і растровому електронному мікроскопі «SUPRA 40 WDS» виробництва Carl Zeiss (Німеччина). Похибка вимірювань – не більше 1 % [1]. Природу неметалевих вкраплень (мікроструктуру, морфологію і топографію) вивчали петрографічним методом за допомогою комплексної методики [2]. Зразки для досліджень вирізали з металу дослідних наплавлень таким чином, щоб зона сплавлення знаходилася посередині зразка.

Результати досліджень

Неметалеві вкраплення в металі основи (сталь Ст.3) представлені переважно сульфідами, оксидами і

оксисульфідами. При наближенні до зони сплавлення зменшуються кількість і розміри неметалевих вкраплень, а також змінюються їх форма, мікроструктура і склад (рис. 1а–з). Також слід відзначити, що в зоні нагріву (безпосередньо біля зони сплавлення) практично відсутні неметалеві вкраплення. Це однорідна (гомогенна) зона шириною 75...100 мкм з дещо заниженим рельєфом і низькою відбивною здатністю. Кількість неметалевих вкраплень в зоні сплавлення незначна, вони розподіляються нерівномірно (в деяких ділянках спостерігаються скупчення, а в інших вони повністю відсутні). Більшість вкраплень мають глобулярну форму, аморфну (скловидну) мікроструктуру, багатокомпонентний хімічний склад. Розмір глобулярних вкраплень переважно 1...10 мкм, подекуди спостерігаються поодинокі вкраплення розміром 15...30 мкм. Крім цих вкраплень в зоні сплавлення спостерігаються більш легкоплавкі вкраплення, які мають плівкову, еліпсоїдну або глобулярну форму і відрізняються присутністю дендритовидних часток субоксидів Mn і Cr.

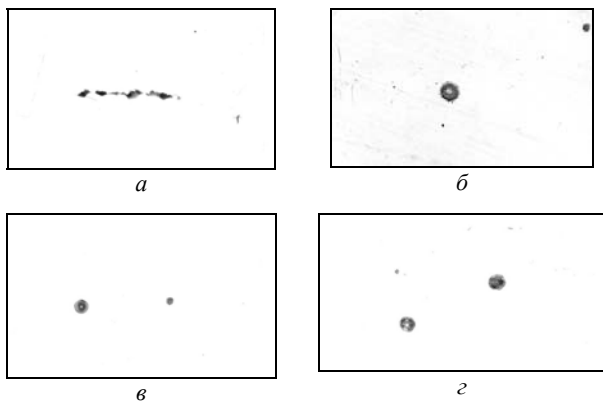


Рисунок 1. Неметалеві вкраплення в зоні нагріву:

а – залишки оксидів; б – лінзовидна форма оксидів; в, з – глобулярна форма оксидів, $\times 950$

За даними рентгеноспектрального мікроаналізу дендритовидних часток в складі плівкоподібних вкраплень зафіксований підвищений вміст хрому і марганцю, а в складі аморфної матриці – високий вміст кальцію і марганцю, а також кремній, алюміній і хром. Аналогічний вміст зафіксований в складі вкраплень глобулярної форми. В наплавленому металі 12X13, на відміну від сталі Ст.3, присутні оксидні вкраплення системи $AlO-Al_2O_3$ розміром 3...5 мкм. Це ізометричні частки Al_2O_3 , Al_3O_4 , тверді розчини $AlO-Al_2O_3$ і ін., що співпадає з даними роботи [3]. Рідко зустрічаються кристали нітриду титана і голчасті кристали нітриду алюмінію AlN .

Рентгеноспектральний аналіз показав, що вміст елементів від металу основи до наплавленого практично не змінюється за винятком хрому, вміст якого помітно підвищується від сталі Ст.3 до сталі 12X13 по зоні сплавлення (рис. 2). Крім того, наявні невеликі збільшення концентрації в сталі Ст.3 вуглецю, нікелю, кисню та кальцію.

На рис. 3 показано спектральний якісний аналіз неметалевого вкраплення. Відповідно до рентгеноспектрального аналізу, склад неметалевого вкраплення відповідає сульфиду марганцю (MnS).

На рисунку 4 представлено якісний аналіз розподілу елементів характерного вкраплення для сталі 12X13. Як видно з рисунку, такий склад вкраплення відповідає силікату складного хімічного складу.

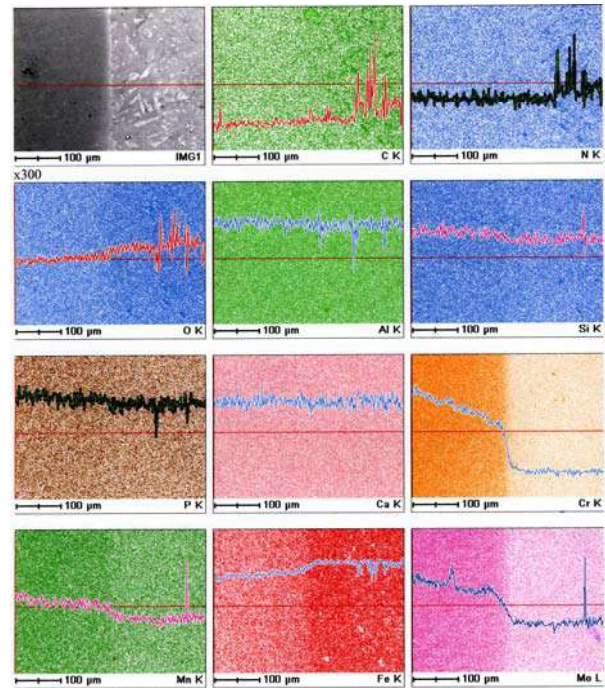


Рисунок 2. Розподіл елементів в зоні сплавлення

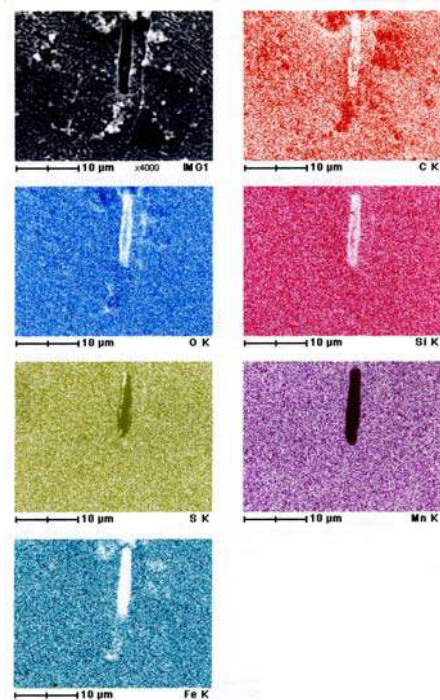


Рисунок 3. Якісний аналіз сульфиду марганцю в сталі Ст.3 за елементами

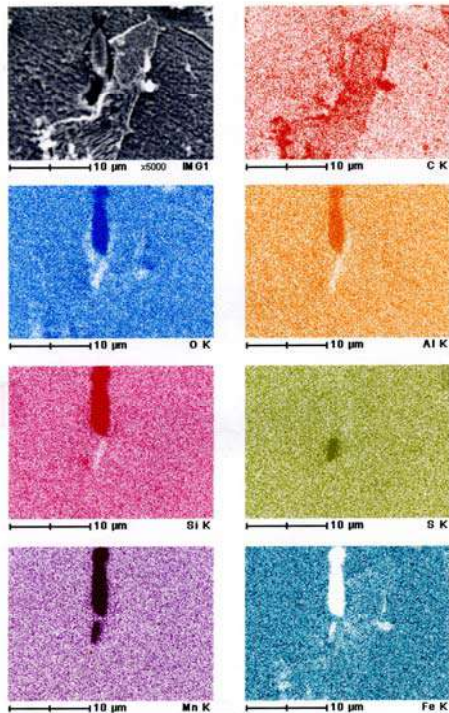


Рисунок 4. Якісний аналіз силікату за елементами

Обговорення

В результаті вивчення хіміко-мінералогічної природи неметалевих вкраплень показано, що в металі основи (сталь Ст.3) при наближенні до зони сплавлення зменшуються кількість і розміри неметалевих вкраплень, а також змінюються їх форма, мікроструктура і склад. В зоні нагріву (безпосередньо біля зони сплавлення) практично відсутні неметалеві вкраплення.

Висновки

Встановлено, що вміст елементів від металу основи до наплавленого практично не змінюється за винятком хрому, вміст якого плавно підвищується від сталі Ст.3 до сталі 12X13 по зоні сплавлення.

Список літератури

1. Комплексный контроль качества конструкционной стали : под ред. Ю.А. Шульте. – К. : Техника, 1986. – 126 с.
2. Литвинова Т.И. Петрография неметаллических включений / Т. И. Литвинова, В. П. Пирожкова, А. К. Петров. – М. : Металлургия, 1972. – С. 184.
3. Рябцев И.А. Электрошлаковая наплавка. Часть 2. [Текст] / И.А. Рябцев, Ю.А. Кусков // Сварщик. – 2001. – № 1. – С. 26 – 32.
4. Лунев В. В. Сера и фосфор в стали / В. В. Лунев, В. В. Аверин – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.

5. О трансформации неметаллических включений в процессе электрошлаковой наплавки / Ю. П. Петруша, В. В. Лунев, В. П. Пирожкова [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 2. – С. 19–24.

6. Формирование структуры и свойств высоколегированных коррозионно-стойких сталей при электрошлаковом переплаве / А. Л. Комнацкий, Т. А. Роик, А. М. Марченко [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2003. – № 2. – С. 3–9.

7. Матвеев В. В. Восстановление вагонных колес наплавкой с предварительным отжигом поверхности катания / В. В. Матвеев // Автоматическая сварка. – 2005. – № 11. – С. 36–40.

8. Электрошлаковый процесс, обладання, технологія : зб. наук. праць / Луньов В. В., Парахневич Є. М., Петруша Ю. П. [и др.] – Запоріжжя : ЗНТУ, 2003. – 56 с.

9. Цыкуленко К. А. Некоторые аспекты формирования наплавленного слоя при порционной электрошлаковой наплавке с применением жидкого присадочного материала / К. А. Цыкуленко // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2007. – № 2. – С. 7–11.

10. Рябцев И. А. Электрошлаковая наплавка. Часть 1. / И. А. Рябцев, Ю. А. Кусков // Сварщик. – 2000. – № 6. – С. 26–31.

11. Легирование металла азотом из газовой фазы в процессе ЭШП / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, Е. Л. Корзун [и др.] // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2002. – № 4. – С. 3–8.

12. Парахневич Є. М. Відновлення деталей електрошлаковим методом / Є. М. Парахневич, Б. С. Сперанський, Ю. П. Петруша // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – № 2. – С. 49–51.

13. Якісні показники властивостей металу деталей, відновлених електрошлаковим методом : зб. наук. праць за матеріалами ІХ міжнар. наук. - техн. конф., 18–22 вересня 2000 р. / відп. ред. Луньов В. В. – Запоріжжя : ЗДТУ, 2000. – 112 с.

14. Парахневич Є. М. Особливості технології відновлення деталей електрошлаковим методом / Є. М. Парахневич, Ю. П. Петруша, В. В. Луньов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 60–62.

15. Методика выявления зоны сплавления при электрошлаковой наплавке / Е. Н. Парахневич, Ю. П. Петруша, В. В. Лунев [и др.] // Восточно – Европейский журнал передовых технологий. – 2007. – № 5. – С. 66–68.

Одержано 21.08.2023

THE INFLUENCE ELECTROSLAG HARD-FACING ON THE CHEMICAL COMPOUND OF NONMETALLIC INCLUSIONS AND FUSION ZONE

Parahnevich E. Candidate of Technical Sciences, Associate professor of the Department “Machinery and Technology of Foundry”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: 1028913@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6674-5609

Purpose. As a result of the study, it is necessary to determine the factors that influence the chemical composition of the fusion zone and non-metallic inclusions during electroslag surfacing, which is used in the restoration of railway transport parts, namely electric locomotives of the ЧС-4, ЧС-6, ЧС-8, etc. brands.

Research methods. The chemical composition of non-metallic inclusions was studied using the CAMECA X-ray spectroscopic microanalysis unit and the "SUPRA 40 WDS" scanning electron microscope manufactured by Carl Zeiss (Germany). The measurement error is no more than 1 %. The nature of non-metallic inclusions (microstructure, morphology and topography) was studied by the petrographic method using a complex methodology. Samples for research were cut from the metal of the experimental deposits in such a way that the fusion zone was located in the middle of the sample. Chemical etching of the metal with a 4% solution of sulfuric acid was carried out to identify the fusion zone.

Results. As a result of the study of the chemical and mineralogical nature of non-metallic inclusions, it is shown that in the base metal (Cm.3 steel) when approaching the fusion zone, the number and size of non-metallic inclusions decrease, as well as their shape, microstructure and composition change. There are practically no non-metallic inclusions in the heating zone (immediately near the fusion zone).

Scientific novelty. It is shown that the content of elements from the base metal to the deposited metal practically does not change, with the exception of chromium, the content of which gradually increases from Cm.3 steel to 12X13 steel in the fusion zone.

Practical value. The results of the work make it possible to explain the effect of electroslag restoration of electric locomotive parts on the quality of the fusion zone and to explain the mechanism of structure defects and possible types of non-metallic inclusions as a result of surfacing.

Key words: electroslag remelting, non-metallic inclusions, transition zone, microstructure, morphology.

References

1. Tsyvirko. E. I. (1986). Complex quality control of structural steel [Complex quality control of structural steel]. Tehnika, 126.
2. Lytvynova T. Y., Pirozhkova V. P., Petrov A. K. (1972) Petrography of non-metallic inclusions [Petrography of non-metallic inclusions]. – Moscow, Metallurgy, 184.
3. Ryabtsev I. A., Kuskov Yu. A. (2000). Electroslag surfacing. Part 2. [Electroslag surfacing. Part 2.]. Welder, 1, 26–32.
4. Lunev V. V., Averin V. V. (1988) Sulfur and phosphorus in steel. – Moscow, Metallurgy. 256.
5. Petrusha Yu. P., Lunev V. V., Pirozhkova V. P. [and others] (2007). On the transformation of non-metallic inclusions in the process of electroslag surfacing [On the transformation of non-metallic inclusions in the process of electroslag surfacing]. Theory and practice of metallurgy, 2–3, 19–24.
6. Komnatsky A. L., Roik T. A., Marchenko A. M. et al. (2003). Formation of the structure and properties of high-alloyed corrosion-resistant steels during electroslag remelting [Formation of the structure and properties of high-alloyed corrosion-resistant steels during electroslag remelting]. Problems of special electrometallurgy, 2, 3–9.
7. Matveev V. V. (2005). Restoration of wagon wheels by surfacing with preliminary annealing of the rolling surface [Restoration of wagon wheels by surfacing with preliminary annealing of the rolling surface]. Automatic quarrel, 11, 36–40.
8. Lunyov V. V., Parahnevich E. M., Petrusha Yu. P. et al. (2003). Electroslag process, equipment, technology: coll. of science works. Zaporizhzhia: ZNTU (Ukraine), 56.
9. Tsykulenko K. A. (2007). Some aspects of the formation of the deposited layer in portioned electroslag surfacing with the use of liquid additive material [Some aspects of the formation of the deposited layer in portioned electroslag surfacing with the use of liquid additive material]. Problems of special electrometallurgy, 2, 7–11.
10. Ryabtsev I. A., Kuskov Yu. A. (2000). Electroslag surfacing. Part 1. [Electroslag surfacing. Part 1.]. Welder, 6, 26–31.
11. Ryabtsev A.D., Troyanskyi A.A., Korzun E.L. [and others] (2002). Alloying of metal with nitrogen from the gas phase in the process of ESH [Alloying of metal with nitrogen from the gas phase in the process of ESH]. Problems of special electrometallurgy, 4, 3–8.
12. Parahnevich E. M., Speranskyi B. S., Petrusha Yu. P. (2000). Restoration of parts by the electroslag method [Restoration of parts by the electroslag method]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 2, 49–51.
13. Parahnevich E. M. (2000). Qualitative indicators of metal properties of parts restored by the electroslag method. International of science-technical conference. Zaporizhzhia: ZDTU (Ukraine), 112.
14. Parahnevich E. M., Petrusha Yu. P., Lunev V. V. (2003). Features of the technology of restoration of parts by the electroslag method [Features of the technology of restoration of parts by the electroslag method]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 1, 60–62.
15. Parakhnevich E. M., Petrusha Yu. P., Lunev V. V. et al. (2007). Techniques for identifying the fusion zone in electroslag surfacing [Techniques for identifying the fusion zone in electroslag surfacing]. Vostochno – European journal of advanced technologies, 5, 66–68.

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 537.622.3:620.193.4:669.15

- Джус А. В. асистент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: anna-92@ukr.net, ORCID: 0000-0002-6474-0732
- Нарівський О. Е. д-р техн. наук, технічний директор ТОВ «Укрспецмаш», м. Бердянськ, Україна, e-mail: amz309@ukr.net, ORCID: 0000-0002-5608-1474
- Беліков С. Б. д-р техн. наук, професор, професор кафедри автомобілів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: belikov@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Субботін С. О. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: subbotin.csit@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5814-8268
- Пуліна Т. В. д-р економ. наук, професор, завідувачка кафедри менеджменту Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: pulinatv@ukr.net, ORCID: 0000-0002-2672-8281
- Леоценко С. Д. асистент кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sedrikleo@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5099-5518

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПІТИНГОТРИВКОСТІ ТЕПЛООБМІННИКІВ ЗІ СПЛАВУ 06ХН28МДТ В ОБОРОТНИХ ВОДАХ

Мета роботи. Полягає у розробці математичних моделей, які описують залежності критичних температур пітингування (КТП) сплаву 06ХН28МДТ (аналог сталі AISI904L) у модельних оборотних водах з рН 4...8 і концентрацією хлоридів від 350 до 600 мг/л.

Методи дослідження. Розроблені математичні моделі ґрунтуються на багатомірних лінійних регресіях першого порядку та багатомірних квадратичних регресіях з поєднанням ознак.

Отримані результати. За результатами аналізу розробленої математичної моделі, хімічного складу, структурної гетерогенності досліджуваних плавок сплаву та параметрів модельних оборотних вод (рН і концентрація хлоридів) встановлено, що значимими змінними моделі є параметри середовища, середній діаметр зерна аустеніту сплаву 06ХН28МДТ та вміст у ньому хрому в межах стандарту на його виробництво. Оскільки показано, що КТП сплаву 06ХН28МДТ зростає на 8,3°C зі зниженням концентрації хлоридів у модельних оборотних водах від 600 до 350 мг/л, на 6,8°C зі збільшенням їх рН від 4 до 8, на 5,9 °C зі зменшенням середнього діаметру зерна аустеніту від 31 до 11 мкм та на 4,7°C зі зменшенням вмісту хрому від 24,31 до 21,84 мас. %, виявлено, що за таких самих умов досліджень параметри модельних оборотних вод найсуттєвіше впливають на КТП сплаву 06ХН28МДТ.

Наукова новизна. На підставі встановлених залежностей між критичними температурами пітингування сплаву 06ХН28МДТ його хімічним складом у межах стандарту та структурною гетерогенністю розроблено механізми їх впливу на пітинготривкість цього конструктивного матеріалу в оборотних промислових водах. Встановлено, що розміри включень нітридів та оксисульфідів титану в сплаві не впливають на вірогідність зародження і росту в їх околі стабільних пітингів у хлоридовмісних середовищах..

Практична цінність. Розроблені математичні моделі запропоновано застосовувати до вибору найтривкіших до пітингування в оборотних промислових водах плавок сплаву 06ХН28МДТ та прогнозування їхнього пітингування при експлуатації теплообмінників.

Ключові слова: сталь 06ХН28МДТ, AISI904L, КТП, критична температура пітингування, пітингова корозія, теплообмінник, оборотні води.

Вступ

Виробництво біопалива багатьма країнами розглядається як стратегія розвитку їх енергетичного комплексу. Зокрема, в Індії виробництво біопалива просувається як стратегія розвитку їх сільськогосподарських регіонів. Україна є світовим лідером з виробництва сільськогосподарської продукції та має достатню сировинну базу для виробництва біопалива. Вважають [1], що виробництво біопалива сприятиме зниженню викидів CO в атмосферу. У процесі виробництва такого палива використовують теплообмінне обладнання, зроблене з корозійноотривких сталей AISI 304, AISI321, AISI316, які можуть піддаватися локальній корозії в процесі нейтралізації каталізаторів хлорною кислотою [2], або пітингової корозії з боку оборотної води [3-6]. На бразильських заводах, що виробляють біопаливо, корозійноотривкі сталі AISI 304, AISI321, AISI316, які застосовували у виробництві обладнання, замінили на корозійноотривку сталь AISI 904L, оскільки проблеми локальної корозії під час зберігання, транспортування, виробництва та утилізації біодизелю, сприяли зупинкам технологічних процесів та призводили до великих збитків [7]. Проблеми локальної корозії теплообмінників з боку технологічного продукту вирішували в праці [2], а з боку оборотної води в працях [8-10]. Автори праць [8, 9] оцінювали пітинготривкість сплаву 06ХН28МДТ (аналог сталі AISI 904L) електрохімічними та гравіметричними методами, які не дають можливість прогнозувати тривкість сталей і сплавів до їх пітингування за конкретних умов експлуатації теплообмінників (температура, концентрація хлоридів та pH оборотних вод). У праці [11] пітинготривкість сплаву 06ХН28МДТ оцінювали за критичною температурою його пітингування в модельних оборотних водах, застосовуючи встановлені прямопропорційні регресійні залежності між критичною температурою пітингування (КТП) сплаву та складовими його хімічного складу і структури. Однак такий підхід має дискретний характер і потребує апроксимації отриманих результатів.

Мета роботи

Для встановлення впливу хімічного складу у межах стандарту і структурної гетерогенності сплаву 06ХН28МДТ на його пітинготривкість в оборотних промислових водах та її прогнозування, було побудо-

вано математичні моделі, що ґрунтуються на багатомірних лінійних регресіях першого порядку та багатомірних квадратичних регресіях з поєднанням ознак.

Матеріал і методика досліджень

Досліджували п'ять промислових плавок сплаву 06ХН28МДТ. Їх критичну температуру пітингування, хімічний склад (табл. 1), структурну гетерогенність, визначали в працях [8-11]. За основу побудови математичної моделі використовували багатомірну лінійну регресію [12].

Рівняння багатомірної лінійної регресії першого порядку має такий вигляд:

$$y^s = \sum_{j=1}^N w_j x_j^s, \quad s = 1, 2, \dots, S, \quad (1)$$

де y^s – значення вихідної ознаки для s -го спостереження вибірки (КТП) (залежні змінні), °C,

w_j – вага j -ї ознаки,

x_j^s – значення j -ї ознаки s -го екземпляра вибірки (незалежні змінні), зокрема x_1 – pH оборотної води (4...8); x_2 – вміст хлоридів у ній (350, 400, 500, 550, 600 мг/л); x_3 – вміст вуглецю (C), мас. %; x_4 – вміст марганцю (Mn) у сплаві, мас. %; x_5 – вміст кремнію (Si) у сплаві, мас. %; x_6 – вміст хрому (Cr) у сплаві, мас. %; x_7 – вміст нікелю (Ni) у сплаві, мас. %; x_8 – вміст титану (Ti) у сплаві, мас. %; x_9 – вміст сірки (S) у сплаві, мас. %; x_{10} – вміст фосфору (P) у сплаві, мас. %; x_{11} – вміст молібдену (Mo) у сплаві, мас. %; x_{12} – вміст міді (Cu) в сплаві мас. % (табл. 1); x_{13} – об'єм нітридів (V_n) (0,0931...0,1918, vol. %); x_{14} – об'єм сульфідів та окисульфідів ($V_{окс.}$), (0,0031...0,0091, vol. %); x_{15} – d_3 , мкм, середній діаметр зерна аустеніту (див. рис. 1); S – кількість екземплярів вибірки.

Щоб оцінити якість моделі (1), використовували суму квадратів миттєвих похибок (2) [12]:

$$E = \sum_{s=1}^S (y^s - y^{s*})^2,$$

де y^s – фактичне значення вихідної ознаки для s -го спостереження навчальної вибірки; y^{s*} – розрахункове значення вихідної ознаки для s -го спостереження навчальної вибірки. Для визначення коефіцієнтів лінійних регресійних моделей застосовували метод найменших квадратів [12].

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву 06ХН28МДТ (аналог сталі AISI 904L)

Номер плавки	Вміст легувальних елементів, мас. %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	S	P
1	0,050	0,60	0,32	24,31	27,39	2,90	2,75	0,79	0,006	0,029
2	0,067	0,57	0,46	22,68	27,65	2,78	2,68	0,59	0,005	0,027
3	0,068	0,55	0,54	21,84	27,45	2,55	2,60	0,55	0,004	0,038
4	0,048	0,62	0,57	22,67	27,73	2,56	2,53	0,67	0,006	0,028
5	0,050	0,57	0,31	23,46	27,51	2,51	2,78	0,89	0,004	0,032

Результати досліджень

Аналіз встановлених коефіцієнтів парної кореляції вхідних ознак x_j з вихідною ознакою y показав, що лише між y (КТП) та x_1 (рН модельних оборотних вод) і x_2 (концентрація в них хлоридів, мг/л) є слабка кореляція з коефіцієнтами кореляції $r(x_1, y) = 0,52$ та $r(x_2, y) = -0,66$. При цьому коефіцієнти парної кореляції решти вхідних ознак $x_3 \dots x_{15}$ з вихідною ознакою y (КТП) змінювалися від $r(x_{13}, y) = |-0,0197|$ до $r(x_5, y) = |-0,2997|$ (табл. 2).

Навіть ці первинні дані кореляційного аналізу вхідних ознак x_j з вихідними y можуть свідчити, що параметри модельних оборотних вод рН і концентрація в них хлоридів найбільше впливають на y (КТП). Це узгоджується з даними праць [13-15]. Зокрема, в праці [13] для сталі AISI 321 було встановлено, що вплив параметрів середовища на її КТП найсуттєвіший, однак гетерогенність сталі, яка залежить від вмісту в ній хрому, кремнію, марганцю та азоту, також суттєво впливає на її пітинготривкість в оборотних водах. У праці [14] виявлено, що вплив параметрів хлоридовмісного середовища на КТП сталі AISI 304 вдвічі вищий, ніж її структурної гетерогенності. Разом з тим, для сталей аустенітного класу AISI 304, 08X18H10, AISI321, 12X18H10T показано, що вплив параметрів модельних оборотних вод на КТП цих сталей найсуттєвіший, їх структурної гетерогенності дещо менший, а хрому – низький, але вартий того, щоб його враховувати при оцінці пітинготривкості сталей цього класу [15].

Аналіз даних (табл. 3) показав сильну кореляцію середнього діаметра зерна аустеніту сплаву (d_3) з поверхнево-активними або здатними до сегрегації межами зерен аустеніту хімічними елементами в його складі.

Зокрема, встановлено такі коефіцієнти парної кореляції $r(x_4, x_{15}) = 0,94$; $r(x_6, x_{15}) = -0,89$; $r(x_{12}, x_{15}) = -0,91$; $r(x_8, x_{15}) = -0,8$. Вони показують, що середній діаметр зерна аустеніту (d_3) сплаву зростає зі збільшенням у ньому вмісту марганцю (x_4) та зменшенням Cr (x_6), Cu (x_{12}) і Ti (x_8). Водночас між вмістом Mn (x_4) в сплаві та Cu (x_{12}) виявлено сильну парну кореляцію з коефіцієнтом $r(x_4, x_{12}) = -0,98$, що може свідчити про те, що марганець знижує розчинність Cu в твердому розчині аустеніту, збільшуючи його сегрегацію межами зерен аустеніту. Це може сприяти зменшенню середнього діаметру зерна аустеніту (d_3) сплаву та росту його

КТП в модельних оборотних водах, оскільки згідно з розробленою математичною моделлю (3) вона підвищується на $5,9^\circ\text{C}$ зі зменшенням параметра d_3 від 31 плавка 4 до 11 мкм плавка 1 сплаву 06XН28МДТ (3) (рис. 1).

Аналогічно марганцю сірка, розчинена в твердому розчині аустеніту сплаву, сприяє зниженню розчинності в ньому фосфору, оскільки $r(x_9, x_{10}) = -0,98$. Це може сприяти збільшенню вмісту фосфору, сегрегованого межами зерен аустеніту, та зменшенню середнього діаметра зерна аустеніту. Така тенденція, як згадувалось вище, сприяє росту КТП сплаву та його пітинготривкості в модельних оборотних водах.

Узагальнюючи вищевказане, можна відзначити, що хром, мідь та титан, розчинені у твердому розчині аустеніту сплаву, сприяють зменшенню його середнього діаметру зерна та підвищенню КТП. Проте, марганець, розчинений в твердому розчині аустеніту, сприяє росту d_3 та зменшенню КТП сплаву. До того ж він сприяє зниженню розчинності Cu ($r(x_4, x_{12}) = -0,98$) та Ti ($r(x_4, x_8) = -0,82$) в твердому розчині аустеніту, що також призводить до росту d_3 та зниження КТП сплаву:

$$\text{КТП} = 1,724\text{pH} - 0,03333\text{C}_{\text{Cl}} - 1,9256\text{Cr} + 2,9918\text{Ni} + 8,4109\text{Mo} + 4,4688\text{V}_{\text{H}} - 0,29592d_3. \quad (3)$$

Слід відзначити, що мінімальне абсолютне значення модуля миттєвої похибки для моделі (3) E_{min} становить $0,0054^\circ\text{C}$, а $E_{\text{max}} = 5,7771^\circ\text{C}$, $E_{\text{cp}} = 1,608566^\circ\text{C}$, $E_{\text{сум}} = 201,0708^\circ\text{C}$.

Ця модель цілком придатна для оцінки і прогнозування пітинготривкості теплообмінників зі сплаву 06XН28МДТ та його аналогу сталі AISI904L та дуже корисна для аналізу механізмів впливу їх хімічного складу і структурної гетерогенності на КТП тобто пітинготривкість у модельних оборотних водах.

Аналіз розробленої математичної моделі (3) показав, що U (КТП) сплаву 06XН28МДТ зростає зі збільшенням рН ($\times 1$) модельних оборотних вод, вмісту в ньому Ni ($\times 7$), Mo ($\times 11$), Vн ($\times 13$) та зменшенням концентрації хлоридів ($\times 2$) в досліджуваних хлоридовмісних середовищах, вмісту Cr (x_6) та d_3 ($\times 15$). У працях [3, 4, 6, 17] згадувалось, що пітинги утворюються в околі включень. До того ж за даними праці [16] розмір включень та їх хімічний склад має значення, оскільки дрібні включення не можуть ініціювати пітингову корозію.

Таблиця 2 – Коефіцієнти парної кореляції вхідних ознак з вихідною ознакою $r(x_j, y)$

j	1	2	3	4	5	6	7	8
$r(x_j, y)$	0,5191	-0,6581	0,0536	-0,2164	-0,2997	0,2047	-0,2101	0,0721
j	9	10	11	12	13	14	15	
$r(x_j, y)$	0,0438	-0,0686	0,2961	0,2484	-0,0197	0,2117	-0,2545	

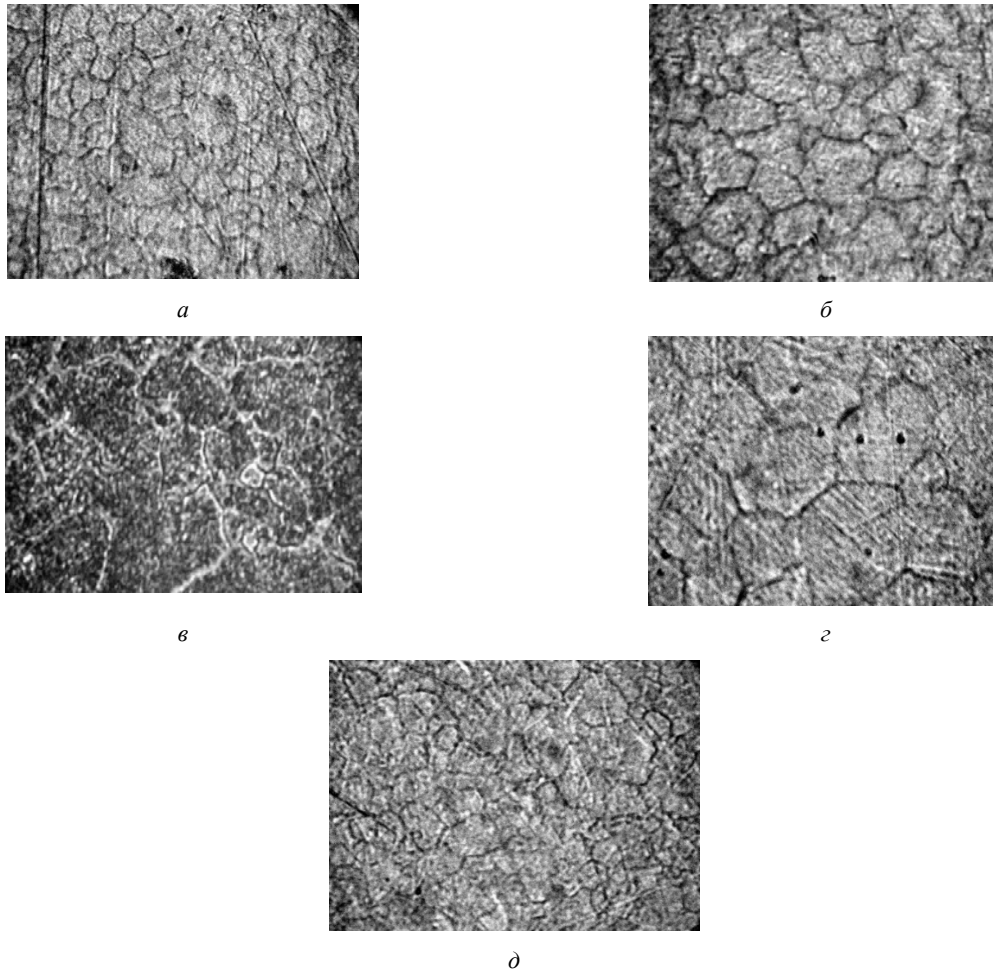


Рисунок 1. Зерно аустеніту у плавках сплаву 06ХН28МДТ ($\times 450$): $a - d_3 = 11$ мкм; $б - d_3 = 24$ мкм; $в - d_3 = 29$ мкм; $г - d_3 = 31$ мкм; $д - d_3 = 15$ мкм

Однак, комплексні дослідження цього процесу [13–15] показали, що дрібні включення, розташовані на перетині з межами зерен аустеніту, є осередком зародження і росту стабільних пітингів, а вплив середнього діаметру зерна аустеніту на КТП досліджуваних сталей може свідчити про це, оскільки в цих працях незалежно від марки сталей встановлено, що КТП досліджуваних сталей AISI304, 08X18N1, AISI321, 12X18N10T зростає зі збільшенням їх середнього діаметра зерна аустеніту. Це зумовлено тим, що більше середній діаметр зерна аустеніту, то менше вірогідність перетину його зерен із включеннями, в околі яких зароджуються стабільні пітинги. Це можна пояснити тим, що концентрація дефектів структури в таких місцях максимальна.

Протилежну залежність встановлено для сплаву 06ХН28МДТ, оскільки його КТП знижується зі збільшенням середнього діаметру зерна аустеніту (3). Це зумовлено тим, що в сплаві на 5...6 мас. % більше хрому і близько на 10 мас. % нікелю, ніж у вищезгаданих сталях, та його додатково леговано молібденом. Відомо

[10, 13–15], що ці хімічні елементи покращують захисні властивості оксидних плівок на поверхні сталей та сплавів у хлоридвмісних середовищах. За таких умов пітинги на поверхні сплаву будуть утворюватися в околі включень, що на перетині з межами зерен аустеніту. Крім того, що більший середній діаметр зерна аустеніту, то більший ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерен і, очевидно, більше дефектів структури аустеніту та вища вірогідність зародження і росту стабільних пітингів. При цьому, як встановлено з аналізу математичної моделі (3), природа включень відіграє роль у процесі пітингування, але розміри включень нітридів титану не впливають на пітинготривкість сплаву. Адже виявлено (3), що його КТП зростає лише на $0,4^\circ\text{C}$ зі збільшенням об'єму нітридів титану від 0,0931 до 0,1918 мас. % [10]. Проте, аналіз математичної моделі (3) показав, що КТП сплаву 06ХН28МДТ зростає на $6,9^\circ\text{C}$ зі збільшенням рН модельних оборотних вод від 4 до 8 та на $8,3^\circ\text{C}$ зі зменшенням у них концентрації хлоридів від 600 до 350 мг/л.

Таблиця 3 – Коефіцієнти парної кореляції вхідних ознак між собою $r(x_i, x_j)$.

$i \backslash j$		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
1		1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2		0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
3		0	0	1												
4		0	0	0,2974	1											
5		0	0	-0,3110	0,6516	1										
6		0	0	-0,6860	-0,7437	-0,3970	1									
7		0	0	-0,0045	0,6629	0,8657	-0,4387	1								
8		0	0	-0,7631	-0,8211	-0,1958	0,7965	-0,4324	1							
9		0	0	-0,5005	0,2314	0,2466	0,4636	0,3064	0	1						
10		0	0	0,3614	-0,2349	-0,2166	-0,4135	-0,3847	0,0947	-0,9759	1					
11		0	0	0,0433	-0,3055	-0,6063	0,5899	-0,3037	0,0115	0,5607	-0,6332	1				
12		0	0	-0,0959	-0,9776	-0,7680	0,6506	-0,7045	0,6835	-0,3118	0,2849	0,3742	1			
13		0	0	0,3104	0,6960	0,0105	-0,3584	0,0069	-0,6938	0,3641	-0,3204	-0,6291	-0,6291	1		
14		0	0	-0,3689	-0,3048	-0,5257	0,7114	-0,5836	0,2952	0,5902	-0,5037	0,7359	0,2818	0,3782	1	
15		0	0	0,4076	0,9397	0,7000	-0,8947	0,7193	-0,7995	-0,0574	0,0280	-0,5311	-0,9071	0,4651	-0,6069	1

Така тенденція узгоджується із загальновідомими даними та для сталей AISI304 [14], AISI321 [13] і 08X18H10, 12X18H10T [15] за аналогічних умов випробувань. Слід відзначити незначний вплив зміни вмісту нікелю у сплаві на його КТП, оскільки за даними аналізу моделі (3) вона зростає лише на 1°C зі збільшенням у ньому вмісту нікелю від 27,39 до 27,73 мас. %.

Вплив молібдену в сплаві на його пітинготривкість виявився суттєвішим, ніж нікелю, оскільки згідно з даними аналізу математичної моделі (3) його КТП зростає

на 3,3°C зі збільшенням його вмісту від 2,51 до 2,9 мас. %. Запропоновано багато моделей, що пояснюють цей позитивний вплив. Вважають [18], що молібден збільшує опір пасивних плівок до «пробою» у хлоридовмісних середовищах, підвищує пасиваційні характеристики і знижує швидкість розчинення металу в пітингах [19]. У праці [20] встановили, що молібден разом з хромом утворюють у пасивній плівці змішані оксиди, які корозійнотривкіші за оксиди хрому. Ми також підтримуємо таку гіпотезу, оскільки між вмістом молібдену і

хрому в сплаві є слабка парна кореляція $r(\times 11, \times 6) = 0,58$. При цьому коефіцієнт парної кореляції між ними може свідчити, що ці елементи збільшують розчинність один одного у твердому розчині аустеніту сплаву (табл. 3). Хром, не розчинений у твердому розчині аустеніту, утворює карбіди, які блокують рост середнього діаметру зерна аустеніту. Про це може свідчити коефіцієнт парної кореляції між вмістом хрому ($\times 6$) в сплаві та його середнім діаметром зерна аустеніту $d_z (\times 15)$ $r = (\times 6, \times 15) = -0,89$ (табл. 3). В цьому проявляється позитивний вплив хрому, нерозчиненого в твердому розчині аустеніту, оскільки КТП сплаву 06ХН28МДТ знижується на 5,9 °С зі збільшенням d_z аустеніту від 11 до 31 мкм. Водночас карбіди хрому, розташовані на перетині з межами зерен аустеніту, можуть бути осередком зародження і росту стабільних пітингів і в цьому полягає негативна роль хрому в сплаві. Отже, виходить, що розміри включень у сплаві 06ХН28МДТ на відміну від сталей AISI304, 08Х18Н1, AISI321, 12Х18Н10Т [13–15] не мають пріоритетного значення для зародження і росту стабільних пітингів. Це підтверджується даними аналізу математичної моделі (3), зокрема згідно з нею, КТП сплаву зростає лише на 0,4°С зі збільшенням в ньому об'єму нітридів титану $V_n(\times 13)$ від 0,0931 до 0,1918 %.

Узагальнюючи вищеведене, можна зазначити, що КТП сплаву 06ХН28МДТ зростає зі збільшенням рН модельних оборотних вод, вмісту в ньому нікелю, молібдену, об'єму нітридів титану та зменшенням концентрації хлоридів у середовищі, вмісту хрому та середнього діаметру зерна аустеніту. При цьому вплив параметрів хлоридовмісного середовища на їх пітинготривкість, як і для сталей досліджених у працях [13–15], найсуттєвіший, а вмісту у ньому хрому та середнього діаметра зерна аустеніту – менший.

Висновки

За результатами дослідження корозійної поведінки сплаву 06ХН28МДТ в модельних хлоридовмісних оборотних водах побудовано математичну модель, яка ґрунтується на багатомірних лінійних регресіях першого порядку та встановлює взаємозв'язок між його КТП (аналог сталі AISI904L) та хімічним складом, елементами структури і параметрами середовища. Встановлено, що значимими змінними параметрами, які визначають критерій пітинготривкості сплаву, є концентрація хлоридів у модельних оборотних водах та її рН, середній діаметр зерна аустеніту і вміст у ньому Cr в межах стандарту. Зокрема виявлено, що КТП сплаву зростає на 8,3°С зі зниженням концентрації хлоридів у модельних оборотних водах від 600 до 350 мг/л, на 6,8°С зі збільшенням їх рН від 4 до 8, на 5,9 °С зі зменшенням середнього діаметру зерна аустеніту від 31 до 11 мкм та на 4,7°С зі зменшенням у ньому вмісту хрому від 24,31 до 21,84 мас. %, Показано, що розроблену математичну модель можна використовувати для оцінки та прогнозування пітинготривкості теплообмінників зі сплаву 06ХН28МДТ за можливої зміни параметрів оборотних вод (рН, концентрації хлоридів) під час їх експлуатації

залежно від вмісту у ньому Cr і середнього діаметру зерна аустеніту. При виробництві теплообмінників зі сплаву 06ХН28МДТ, що працюють в водооборотних системах підприємств, рекомендовано вибирати плавки з мінімальним вмістом хрому в межах стандарту на його виробництво та середнім діаметром зерна аустеніту близьким 10 мкм.

Список літератури

1. Oh Y.-K. Recent developments and key barriers to advanced biofuels: A short review. / Y.-K. Oh, K.-R. Hwang, C. Kim, et. al. // Bioresource Technology. – 2018. – Vol. 257. – P. 320–333. <https://doi.org/10.1016/j.biortech.2018.02.089>
2. Torres C.E.A.S., Santos T.E., Lins V.F.C. Corrosion failures of austenitic and duplex stainless steels in a biodiesel plant / C.E.A.S. Torres, T.E. Santos, V.F.C. Lins // Revista Materia. – 2020. – Vol. 25? No 2. – P. 25–36. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620200002.1020>
3. Нарівський О. Е. Корозійне руйнування пластинчастих теплообмінників / Нарівський О. Е. // Фізико-хімічна механіка матеріалів.– 2005. – № 1. – С. 104–108.
4. Нарівський О. Е. Корозійні процеси і швидкість росту пітингів сталей AISI 304 та 08Х18Н10Т у модельних оборотних водах/ О.Е. Нарівський, Н.А. Солідор // Вісник Приазовського Державного Технічного Університету. Серія: Технічні науки. – 2011. – №23, С. 86–96. <https://doi.org/10.31498/2225-6733.23.2011.22895>
5. Наривский А. Э. Влияние легирующих элементов и структурной гетерогенности стали AISI 321 на селективное растворение металлов из питтингов / А. Э. Наривский, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Вестник. Серія: Физическая (ВКФ). – 2016. – №56, (1). – С. 86-96.
6. Наривский А. Э. Характерные особенности селективного растворения питтингов на поверхности стали AISI 321 в модельных оборотных водах / А. Э. Наривский, С. Б. Беликов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 1. – С. 24–31. <https://doi.org/10.15588/v0i1.98905>
7. Wang W., Jenkins P.E., Ren Z. Heterogeneous corrosion behavior of carbon steel in water contaminated biodiesel / W. Wang, P.E. Jenkins, Z. Ren. // Corrosion Science. – 2011. – Vol. 53. – P. 845-849. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.10.020>
8. Нарівський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у слабких хлоридовмісних середовищах / Нарівський О. Е. // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник, Луцьк. – 2011. – № 31. – С. 214–220.
9. Нарівський О. Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у нейтральних хлоридовмісних розчинах / Нарівський О. Е. // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник, Луцьк. – 2011. – № 32. – С. 255–261.
10. Нарівський О. Е. Оцінка стійкості сплаву 06ХН28МДТ до пітингової та щільної корозії в хло-

ридовмісних середовищах / О. Е. Нарівський, С. Б. Бєліков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 45–53.

11. Narivs'kyi O. E. Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media / O. E. Narivs'kyi, S. B. Belykov // Materials Science. – 2008. – Vol. 44, No 4. – P. 573–580. <https://doi.org/10.1007/s11003-009-9107-5>

12. Freedman D. A. Statistical models: theory and practice / Freedman D. A. // Cambridge University Press. – 2005. – 458 p.

13. Influence of chloride-containing media on the pitting resistance of AISI 321 steel / O. E. Narivskiy, S. B. Belikov, S. A. Subbotin, T. V. Pulina // Materials Science. – 2021. – Vol. 57, No. 2. – P. 291–297. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00544-z>

14. Narivskiy O.E. Assessment and prediction of the pitting resistance of plate-like heat exchangers made of AISI304 steel and operating in circulating waters / O.E. Narivskiy, S.A. Subbotin, T.V. Pulina, M.S. Khoma // Materials Science. – 2022. – Vol. 58. – P. 41–46. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00628-4>

15. Mathematical modeling of the corrosion behavior of austenitic steels in chloride-containing media during the operation of plate-like heat exchangers / O. Narivs'kyi, R. Atchibayev, A. Kemelzhanova et al. // Eurasian Chemico-Technological Journal. – 2022. – Vol. 24, No 4.

– P. 295–301. DOI: <https://doi.org/10.18321/ectj1473>

16. Park J.O. Effects of temperature and chloride concentration on pit initiation and early pit growth of stainless steel / J.O. Park, S. Matsch, H. Bohni // Journal of The Electrochemical Society. – 2002. – Vol. 149, No 2. – P. 34–39.

17. Narivskiy A. E. Determination of pitting resistance steel AISI 321 in chloride-containing environments is present in the heat-exchanger / Narivskiy A. E. // Physicochemical mechanics of materials. Special Issue. – 2006. – № 5. – С. 316–320.

18. Szklarska-Smialowska Z. Pitting corrosion of metals / Szklarska-Smialowska Z. // National Association of corrosion Engineers. – Houston, 1986. – P. 147–170.

19. Yar-Mukhamedova G. S. Adsorption of the Components of a Chrome-Plating Electrolyte on Dispersed Corundum Particles / G. S. Yar-Mukhamedova, A. M. Darisheva, E.S. Yar-Mukhamedov // Materials Science. – 2019. – 54(6). – P. 907–912.

20. Features of Plasma-Electrolyte Synthesis of Heterooxide Nanocomposites on Multicomponent Alloys of Valve Metals / H. V. Karakurkchi, N. D. Sakhnenko, A.N. Korohodska et al. // Springer Proceedings in Physics. – 2023. – 280. – P. 123–147.

Одержано 19.07.2023

MATHEMATICAL MODELING OF PITTING RESISTANCE IN 06XH28MDT ALLO-HEAT EXCHANGERS EXPOSED TO CIRCULATING WATERS

- Dzhus A. Assistant of the “Physical Materials Science” department, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: anna-92@ukr.net, ORCID: 0000-0002-6474-0732
- Narivskiy O. Dr. Sc., Technical Director of Ukrspetsmash LLC, Berdiansk, Ukraine, *e-mail*: amz309@ukr.net, ORCID: 0000-0002-5608-1474
- Byelikov S. Dr. Sc., Professor of National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: belikov@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Subbotin S. Dr. Sc., Professor, Head of the Department of software tools, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: subbotin.csit@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5814-8268
- Pulina T. Dr. of Ec., Professor, Head of the Department of Management, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: pulinatv@ukr.net, ORCID: 0000-0002-2672-8281
- Leoshchenko S. Assistant of the Department of software tools, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, *e-mail*: sedrikleo@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5099-5518

Purpose. The aim of the study is to develop mathematical models that describe the dependences of critical pitting temperatures of 06XH28MDT alloy (analogous to AISI904L steel) in model circulating waters with pH 4...8 and chloride concentration from 350 to 600 mg/L.

Research methods. The developed mathematical models are based on multivariate linear regressions of the first order and multivariate quadratic regressions with a combination of features.

Results. It has been established that the critical pitting temperatures of the 06XH28MDT alloy increase with increasing pH of model circulating waters, Ni, Mo content, volume of titanium nitrides, and decreasing chloride concentration in the medium, Cr content within the standard, and average austenite grain diameter.

Scientific novelty. Based on the established dependencies between the critical pitting temperatures of the 06XH28MDT alloy and its chemical composition within the standard and structural heterogeneity, the mechanisms of their influence on the pitting resistance of this structural material in recycled industrial waters were developed. It was found that the size of inclusions of titanium nitrides and oxysulfides in the alloy does not affect the probability of the formation and growth of stable pitting in their vicinity in chloride-containing media.

Practical value. To apply the developed mathematical models to the selection of the most resistant to pitting in recycled industrial waters of 06XH28MDT alloy melts and to predict their pitting during the use of heat exchangers have been offered.

Key words: 06XH28MDT steel, AISI904L, CPT, critical pitting temperature, pitting corrosion, heat exchanger, circulating water.

References

1. Oh, Y.-K., Hwang, K.-R., Kim, C., et al. (2018). Recent developments and key barriers to advanced biofuels: A short review. *Bioresource Technology*, 257, 320–333. <https://doi.org/10.1016/j.biortech.2018.02.089>
2. Torres, C.E.A.S., Santos, T.E., and Lins, V.F.C. (2020). Corrosion failures of austenitic and duplex stainless steels in a biodiesel plant. *Revista Materia*, 25(2), 25–36. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620200002.1020>
3. Narivskiy, O. E. (2005). Corrosion destruction of plate like heat exchangers. *Physical and Chemical Mechanics of Materials*, 1, 104–108.
4. Narivskiy, O. E., and Solidor, N. A. (2011). Corrosion processes and growth speed of pitting of AISI 304 and 08Kh18N10T steels in model circulating waters. *Bulletin of Priazovsky State Technical University. Series: Technical Sciences*, 23, 86–96. <https://doi.org/10.31498/2225-6733.23.2011.22895>
5. Narivskiy, A. E., and Yar-Mukhamedova, G.Sh. (2016). Influence of alloying elements and structural heterogeneity of AISI 321 steel on selective dissolution of metals from pittings. *Bulletin. Series Physical (VKF)*, 56(1), 86–96.
6. Narivskiy, A. E., and Belikov, S. B. (2015). Characteristic features of selective pitting dissolution on the AISI 321 steel surface in model circulating waters. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 1, 24–31. <https://doi.org/10.15588/v0i1.98905>
7. Wang, W., Jenkins, P.E., and Ren, Z. (2011). Heterogeneous corrosion behavior of carbon steel in water contaminated biodiesel. *Corrosion Science*, 53, 845–849. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.10.020>
8. Narivskiy, O. E. (2011). Kinetics of corrosion processes and pitting speed of 06KhN28MDT alloy in weakly acidic chloride-containing media. *Scientific notes. Interuniversity collection, Lutsk*, 31, 214–220.
9. Narivskiy, O. E. (2011). Corrosion dissolution patterns and pitting speed of 06KhN28MDT alloy in neutral chloride-containing solutions. *Scientific notes. Interuniversity collection, Lutsk*, 32, 255–261.
10. Narivskiy, O. E., and Belikov, S. B. (2007). Pitting resistance evaluation of 06KhN28MDT alloy and crevice corrosion in chloride-containing media. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 45–53.
11. Narivskiy, O. E., and Belykov, S. B. (2008). Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media. *Materials Science*, 44(4), 573–580. <https://doi.org/10.1007/s11003-009-9107-5>
12. Freedman, D. A. (2005). *Statistical models: theory and practice*. Cambridge University Press.
13. Narivskiy, O. E., Belikov, S. B., Subbotin, S. A., and Pulina, T.V. (2021). Influence of chloride-containing media on the pitting resistance of AISI 321 steel. *Materials Science*, 57(2), 291–297. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00544-z>
14. Narivskiy, O. E., Subbotin, S. A., Pulina, T. V., and Khoma, M.S. (2022). Assessment and prediction of the pitting resistance of plate-like heat exchangers made of AISI304 steel and operating in circulating waters. *Materials Science*, 58, 41–46. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00628-4>
15. Narivskiy, O., Atchibayev, R., Kemelzhanova, A., Yar-Mukhamedova, G., Snizhnoy, G., Subbotin, S., and Beisebayeva, A. (2022). Mathematical modeling of the corrosion behavior of austenitic steels in chloride-containing media during the operation of plate-like heat exchangers. *Eurasian Chemico-Technological Journal*, 24(4), 295–301. DOI: <https://doi.org/10.18321/ectj1473>
16. Park, J.O., Matsch, S., and Bohni, H. (2002). Effects of temperature and chloride concentration on pit initiation and early pit growth of stainless steel. *Journal of The Electrochemical Society*, 149(2), 34–39.
17. Narivskiy, A. E. (2006). Determination of pitting resistance steel AISI 321 in chloride-containing environments is present in the heat-exchanger. *Physicochemical mechanics of materials. Special Issue*, 5, 316–320.
18. Szklarska-Smialowska, Z. (1986). Pitting corrosion of metals. *National Association of corrosion Engineers*, 147–170.
19. Yar-Mukhamedova, G. S., Darisheva, A. M., and Yar-Mukhamedov, E.S. (2019). Adsorption of the Components of a Chrome-Plating Electrolyte on Dispersed Corundum Particles. *Materials Science*, 54(6), 907–912.
20. Karakurkchi, H. V., Sakhnenko, N. D., Korohodska, A. N., Stepanova, I. I., and Zyubanova, S. I. (2023). Features of Plasma-Electrolyte Synthesis of Heterooxide Nanocomposites on Multicomponent Alloys of Valve Metals. *Springer Proceedings in Physics*, 280, 123–147.

УДК 539.3

Антоненко Н. М.

канд. фіз.-мат. наук, доцент, доцент кафедри вищої математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: antonenkonina.ua@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0427-6499

Ткаченко І. Г.

канд. фіз.-мат. наук, доцент, доцент кафедри фундаментальної та прикладної математики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tig.phd81@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4232-2484

ТРИВИМІРНА ЗАДАЧА ТЕПЛОПРОВІДНОСТІ ДЛЯ БАГАТОШАРОВОЇ ПЛИТИ З НЕІДЕАЛЬНИМ ТЕПЛОВИМ КОНТАКТОМ МІЖ ШАРАМИ

Мета роботи. Отримати аналітичний вираз для обчислення температури в точках багатошарової плити при умові неідеального теплового контакту між її шарами та представити його в зручному для чисельної реалізації вигляді. Дослідити вплив коефіцієнту теплового опору на розподіл температури в шарах плити.

Методи дослідження. Для розв'язання поставленої задачі використано метод інтегральних перетворень (подвійне інтегральне перетворення Фур'є) та метод функцій податливості.

Отримані результати. У вигляді невідомих інтегралів Фур'є отримано формули для обчислення температури в будь-якій точці багатошарової плити. Чисельні результати проведено для тришарових плит, на зовнішніх поверхнях яких задано рівномірно розподілене по квадрату теплове навантаження (інтенсивність теплового навантаження на нижній межі в 10 разів більше, ніж на верхній). Отримано розподіли температури, які ілюструють вплив коефіцієнту теплового опору на розподіл температури в точках нижніх меж першого та другого шарів. Збільшення коефіцієнту теплового опору призводить до зменшення температури в точках зазначених меж. Запропонований метод може бути використаний для визначення розподілу температури в плитах з будь-якою скінченною кількістю шарів.

Наукова новизна. Уперше методом функцій податливості розв'язано просторову задачу теплопровідності для шаруватої плити з неідеальним тепловим контактом між шарами. Раніше цим методом розв'язувались лише двовимірні та вісесиметричні задачі такого типу.

Практична цінність. Отримані результати можуть бути використані в якості тестових при проведенні аналогічних розрахунків іншими методами. При проектуванні шаруватих конструкцій, опираючись на результати чисельних розрахунків, можна підбирати їх елементи з необхідними тепловими характеристиками.

Ключові слова: багатошарова плита, температура, теплопровідність, неідеальний тепловий контакт, подвійне інтегральне перетворення Фур'є, функція податливості.

Вступ

Елементи інженерних конструкцій часто експлуатуються в умовах високих або низьких температур. Це призводить до необхідності враховувати вплив температурного поля при розрахунках їх напружено-деформованого стану, але попередньо варто розв'язати відповідні задачі теплопровідності. Для об'єктів, що мають шарувату структуру, в основному розв'язуються задачі теплопровідності з ідеальним тепловим контактом між шарами. В реальності між шарами, що контактують, може знаходитись тонкий проміжний шар деякого матеріалу, тому серед крайових задач теплопровідності та термоджестності істотний інтерес представляють задачі для багатошарових структур з неідеальним тепловим контактом між шарами. У представленій статті розглядається тривимірна стаціонарна задача теплопровідності для багатошарової плити з неідеальним тепловим контактом між шарами.

Аналіз досліджень та публікацій

Плити представляють собою важливі елементи різноманітних інженерних споруд, тому дослідженню

особливостей їх деформації, а особливо під впливом температур, присвячено багато робіт. Стаття [1] присвячена розрахунку двовимірних стаціонарних, періодичних по просторовій координаті, теплових полів у багатошарових плитах. Для розв'язання задачі використовується модифікація методу матриць податливості. Розв'язок шукається у вигляді рядів Фур'є по косинусам. У [2] наводиться аналітично-числовий метод розв'язування одновимірної статичної задачі термоджестності для шаруватих плит при різних способах їх нагріву. Вважається, що коефіцієнти теплопровідності кубічно залежать від температури. Розв'язання задачі теплопровідності, незалежно від кількості шарів, зводиться до розв'язування одного або системи двох нелінійних алгебраїчних рівнянь. Дослідженню впливу стаціонарного термічного та механічного навантаження на багатошарові плити та балки присвячена робота [3]. Побудовано гомогенізовану модель, а розв'язок отримано на основі методу збурень. У [4] розроблено дві методики для аналізу теплообміну в багатошарових матеріалах з міжфазним термічним опором, який представляє собою міру теплового опору пере-

носу тепла, що викликане поверхнею розділу в композитах до теплового руху, коли тепло тече через нього. Авторами у [5] розв'язано задачу про моделювання теплових процесів в шаруватих тілах. Для цього використовується скінченно-елементна модель з анізотропними властивостями композитного матеріалу, яка враховує усі можливі граничні умови підведення тепла. Для зниження розмірності задачі використовується суперелементний підхід. У роботі [6] запропонована та обґрунтована схема розв'язування мішаної задачі для рівняння теплопровідності, коефіцієнти яких є кусково-неперервними, при умові ідеального теплового контакту між шарами. Для розв'язання використовувалася метод Фур'є, де шукані розв'язки розкладаються в ряди Фур'є. Стаття [7] присвячена розв'язанню задачі теплопровідності для двовимірної анізотропної пластини з неоднорідними граничними умовами. Задача зводиться до диференціального рівняння зі змінними коефіцієнтами, яке розв'язується точно лише у найпростіших випадках. У [8] запропоновано метод розрахунку стаціонарних температурних полів у багатошаровій пластині складеної форми при впливі плівкових джерел тепла при умові, що на зовнішніх її поверхнях відбувається конвективний теплообмін. Розв'язок поставленої задачі отримано на основі методу занурення. Теплообмін у багатошарових сферичних композитних ламінатах, що армовані волокнами, досліджується в [9]. Для отримання точного розв'язку використовується метод розділення змінних та рекурсивний алгоритм Томаса.

Стаття [10] присвячена дослідженню термонапруженого стану багатошарових пластин неканонічної форми. Метод розв'язання базується на прийомі занурення складної області в область канонічної форми. Задана пластинка неканонічної форми з довільними граничними умовами «занурюється» в пластинку канонічної форми, причому умови навантаження допоміжної конструкції збігаються з умовами навантаження вихідної конструкції. На верхній та нижній поверхнях пластини відбувається конвективний теплообмін, а бічна поверхня вважається ідеально теплоізолюваною. Досліджено температурні напруження у п'ятишаровій пластині складеної форми при нагріванні плівковим джерелом тепла. Розв'язок шукається у вигляді тригонометричних рядів.

Роботи [11–13] присвячені вивченню теплових процесів у шаруватих тілах з неідеальним тепловим контактом між шарами. У представленій статті розглядається просторова стаціонарна задача теплопровідності для багатошарової плити з неідеальним тепловим контактом між шарами у рамках моделі [13]. Задача розв'язується за допомогою методу функцій податливості. Раніше цим методом було розв'язано тривимірну задачу про термопружну деформацію багатошарової плити з ідеальним тепловим контактом [14] і двовимірну [15] та осесиметричну задачі з неідеальним типом теплового контакту між шарами [16].

Мета роботи

Розглядається просторова задача теплопровідності для n -шарової плити з неідеальним тепловим контактом між її шарами: на стиках сусідніх шарів різниці температур відповідних точок пропорційні їх тепловим потокам. Шари нумеруємо зверху вниз, починаючи з одиниці. Кожен шар характеризується товщиною h_k , коефіцієнтом теплопровідності k_{Tk} та тепловим розширенням α_{Tk} . На верхній та нижній межах плити задано закони розподілу температури.

Метою статті є отримання аналітичного виразу для температури в точках багатошарової плити при умові неідеального теплового контакту між її шарами та представлення його у зручному для чисельної реалізації вигляді.

У кожному шарі вводимо декартову систему координат $O_k x_k z_k$ так як показано на рис. 1.

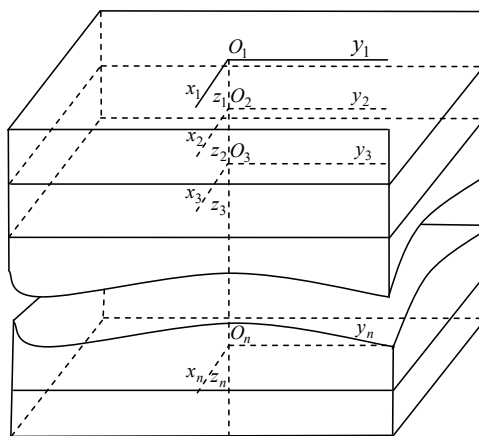


Рисунок 1. Багатошарова плита

Граничні умови задачі:

$$T_1(x, y, 0) = f(x, y), \quad T_n(x, y, h_n) = g(x, y).$$

Умови на спільних межах шарів [13]:

$$k_{Tk} \frac{\partial T_k}{\partial z}(x, y, h_k) = \frac{1}{R_k} [T_{k+1}(x, y, 0) - T_k(x, y, h_k)], \quad (1)$$

$$k_{T_{k+1}} \frac{\partial T_{k+1}}{\partial z}(x, y, 0) = k_{Tk} \frac{\partial T_k}{\partial z}(x, y, h_k), \quad (2)$$

де R_k – коефіцієнт теплового опору, $k = \overline{1, n-1}$.

Матеріал і методика досліджень

Задача визначення температурного поля для стаціонарного ізотропного тіла зводиться до розв'язання диференціального рівняння

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0.$$

Задача розв'язується за допомогою подвійного інтегрального перетворення Фур'є за змінними x та y :

$$\bar{f}(\xi, \zeta) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} f(x, y) e^{i(\xi x + \zeta y)} dx dy,$$

$$f(x, y) = \frac{1}{4\pi^2} \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \bar{f}(\xi, \zeta) e^{-i(\xi x + \zeta y)} d\xi d\zeta.$$

У просторі трансформант Фур'є температуру в точках кожного шару можна представити у вигляді лінійної комбінації двох допоміжних функцій

$$\eta_k(\xi, \zeta) = \bar{T}_k(\xi, \zeta, 0) \text{ та } \varepsilon_k(\xi, \zeta) = \frac{1}{p} \frac{d\bar{T}_k}{dz}(\xi, \zeta, 0)$$

цього шару [14]:

$$\bar{T}_k(\xi, \zeta, z) = \text{ch}pz \eta_k + \text{sh}pz \varepsilon_k,$$

де $p = \xi^2 + \zeta^2$.

Застосуємо до умов (1) та (2) пряме перетворення Фур'є, в результаті отримаємо рекурентні співвідношення між допоміжними функціями сусідніх шарів плити:

$$\eta_{k+1}(\xi, \zeta, 0) = (C_k + L_k p S_k) \eta_k + (S_k + L_k p C_k) \varepsilon_k, \quad (3)$$

$$\varepsilon_{k+1} = \Delta_k (S_k \eta_k + C_k \varepsilon_k), \quad (4)$$

де $S_k = \text{sh}p_k$, $C_k = \text{ch}p_k$, $p_k = ph_k$, $L_k = R_k k_{T_k}$, $\Delta_k = k_{T_k} / k_{T_{k+1}}$.

Доведемо, що ε_k є лінійною комбінацією η_k та η_{n+1} . Уведемо фіктивний шар з номером $n+1$, вважаючи, що контакт між n -м та $(n+1)$ -м шаром ідеальний, матимемо: $T_{n+1}(x, y, 0) = T_n(x, y, h_n)$. Застосуємо до останньої рівності пряме перетворення Фур'є, отримаємо:

$$\begin{aligned} \bar{T}_{n+1}(\xi, \zeta, 0) &= \bar{T}_n(\xi, \zeta, h_n), \quad \eta_{n+1} = C_n \eta_n + S_n \varepsilon_n, \\ \varepsilon_n &= -\text{cth} p_n \eta_n + \frac{1}{S_n} \eta_{n+1}. \end{aligned} \quad (5)$$

Отже, ε_n є лінійною комбінацією η_n та η_{n+1} . Доведемо, що ε_k є лінійною комбінацією η_k та η_{n+1} .

У (4) покладемо $k = n-1$, матимемо:

$$\varepsilon_n = \Delta_{n-1} (S_{n-1} \eta_{n-1} + C_{n-1} \varepsilon_{n-1}). \quad (6)$$

Прирівняємо праві частини формул (5) та (6) і виразимо з отриманої рівності ε_{n-1} :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{n-1} &= -\frac{\Delta_{n-1} S_{n-1} + r_n (C_{n-1} + L_{n-1} p S_{n-1})}{\Delta_{n-1} C_{n-1} + r_n (S_{n-1} + L_{n-1} p C_{n-1})} \eta_{n-1} + \\ &+ \frac{F_n}{\Delta_{n-1} C_{n-1} + r_n (S_{n-1} + L_{n-1} p C_{n-1})} \eta_{n+1}. \end{aligned}$$

Аналогічно, можна ε_{n-2} представити у вигляді комбінації η_{n-2} та η_{n+1} . Отже,

$$\varepsilon_k = -r_k \eta_k + F_k \eta_{n+1}, \quad (7)$$

де $r_k = r_k(p)$ – функції податливості термопружної плити. Для шару з номером n :

$$r_n = \text{cth} p_n, \quad F_n = 1/S_n.$$

Побудуємо рекурентні співвідношення для обчислення r_k . З одного боку, записавши співвідношення (7) для шару з номером $k+1$, з урахуванням формули (3), отримуємо:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{k+1} &= -r_{k+1} \eta_{k+1} + F_{k+1} \eta_{n+1} = \\ &= -r_{k+1} [C_k - r_k S_k + L_k p (S_k - r_k C_k)] \eta_k + \\ &+ [-r_{k+1} (S_k + L_k p C_k) F_k + F_{k+1}] \eta_{n+1}. \end{aligned}$$

З іншого боку, використовуючи співвідношення (4) та формулу (7), ε_{k+1} можна представити у вигляді:

$$\varepsilon_{k+1} = \Delta_k (S_k - r_k C_k) \eta_k + \Delta_k C_k F_k \eta_{n+1}.$$

Прирівняємо коефіцієнти при η_k та η_{n+1} у двох останніх співвідношеннях та виразимо з отриманих рівностей r_k через r_{k+1} , а F_k через F_{k+1} , отримаємо:

$$\begin{aligned} r_k &= \frac{\Delta_k S_k + r_{k+1} (C_k + L_k p S_k)}{\Delta_k C_k + r_{k+1} (S_k + L_k p C_k)}, \\ F_k &= \frac{F_{k+1}}{\Delta_k C_k + r_{k+1} (S_k + L_k p C_k)}, \quad k = \overline{1, n-1}. \end{aligned}$$

Оскільки $\lim_{p \rightarrow \infty} r_k = 1$, то для чисельної реалізації зручно ввести модифіковані функції податливості:

$$\tilde{r}_k = 1 - r_k.$$

Модифіковані функції податливості мають вигляд:

$$\begin{aligned} \tilde{r}_n &= -\frac{e^{-p_n}}{S_n}, \\ \tilde{r}_k &= \frac{[\Delta_k + (1 - \tilde{r}_{k+1}) (L_k p - 1)] e^{-p_k}}{\Delta_k C_k + (1 - \tilde{r}_{k+1}) (S_k + L_k p C_k)}, \quad k = \overline{1, n-1}. \end{aligned}$$

Наведемо формули, які дозволяють обчислити функції $\bar{T}_k(\xi, \zeta, z)$ для будь-якого шару, якщо відома лише одна з допоміжних функцій цього шару:

$$\bar{T}_k(\xi, \zeta, z) = (e^{-pz} + \tilde{r}_k \text{sh}pz) \eta_k + \text{sh}pz F_k \eta_{n+1}. \quad (8)$$

Застосовуючи до (8) обернене перетворення Фур'є отримуємо аналітичний вираз для обчислення температури в будь-якій точці плити.

Результати досліджень

Чисельні розрахунки проведено для тришарової основи з параметрами шарів $h_1 = h_2 = h_3 = 1$. Граничні умови:

$$T_1(x, y, 0) = \begin{cases} T_0, & (x, y) \in D, \\ 0, & (x, y) \notin D, \end{cases}$$

$$T_1(x, y, 0) = \begin{cases} 10T_0, & (x, y) \in D, \\ 0, & (x, y) \notin D, \end{cases} \quad D: \begin{cases} -1 \leq x \leq 1, \\ -1 \leq y \leq 1. \end{cases}$$

На рис. 2–4 наведено розподіли температур в точках нижньої межі першого шару (тонка лінія) та в точках нижньої межі другого шару (товста лінія) в перерізі $x = 0$, які ілюструють вплив коефіцієнтів теплового опору та теплопровідності на ці розподіли. При розрахунках значення коефіцієнтів теплопровідності на межах шарів вважались рівними, тобто $R_1 = R_2 = R$.

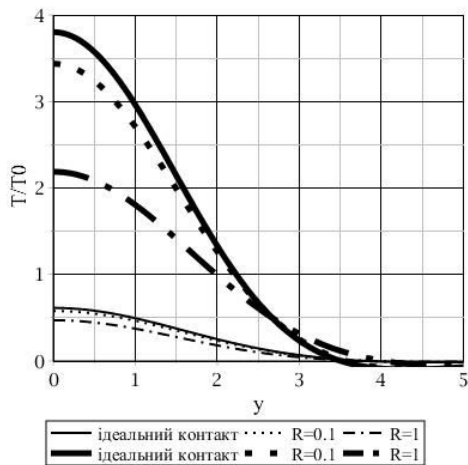


Рисунок 2. Розподіли температур у точках нижньої межі першого (тонка лінія) та другого (товста лінія) шарів тришарової плити при $k_{T2}/k_{T1} = 0,1$, $k_{T3}/k_{T1} = 1$

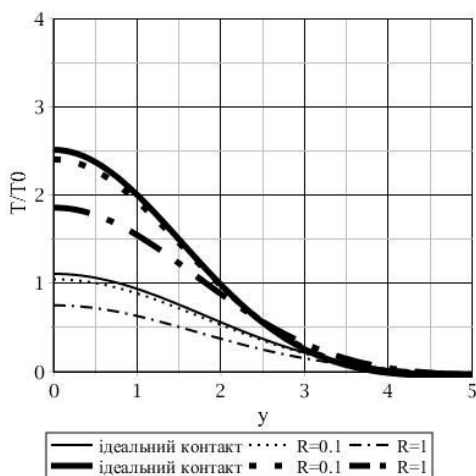


Рисунок 3. Розподіли температур у точках нижньої межі

першого (тонка лінія) та другого (товста лінія) шарів тришарової плити при $k_{T2}/k_{T1} = 1$, $k_{T3}/k_{T1} = 1$

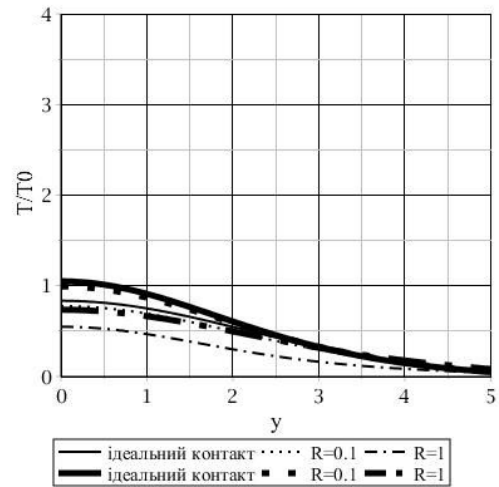


Рисунок 4. Розподіли температур у точках нижньої межі першого (тонка лінія) та другого (товста лінія) шарів тришарової плити при $k_{T2}/k_{T1} = 10$, $k_{T3}/k_{T1} = 1$

Обговорення

Із аналізу графіків розподілів температур у точках нижніх меж першого та другого шарів можна зробити такі висновки: збільшення коефіцієнтів теплового опору призводить до зменшення температури в точках зазначених меж; в точках нижньої межі другого шару наявність неідеального теплового контакту більш суттєво впливає на розподіл температури в порівнянні з його впливом на температурне поле в точках нижньої межі першого шару, отже, чим вище температура на поверхні плити, тим більш суттєвий вплив вплив коефіцієнтів теплового опору на температурне поле; найменш суттєвим є вплив коефіцієнтів теплового опору для плити у якій коефіцієнт теплопровідності другого шару в 10 разів більше за аналогічний коефіцієнт для першого та третього шарів. Для контролю правильності отриманих результатів перевірялись умови рівності температур на стиках шарів для плит з ідеальним тепловим контактом, перевірялось, що при малих значеннях коефіцієнтів теплового опору розподіли температур прагнуть до відповідних розподілів, що відповідають ідеальному тепловому контакту.

Висновки

Побудовано точний аналітичний розв'язок тривимірної стаціонарної задачі теплопровідності для багатошарової плити з неідеальним тепловим контактом між її шарами. Отримані чисельні результати добре узгоджуються з фізичним сенсом. Надалі планується застосувати зазначений метод до багатошарових основ з більш істотною кількістю шарів та інших законів розподілу температури на поверхнях плити, а також розв'язати тривимірну задачу термопружності для багатошарової плити з неідеальним тепловим контактом.

Список літератури

1. Бойко С. Аналітичний метод визначення теплових стаціонарних полів у шаруватих конструкціях / С. Бойко, О. Величко // Вісник ТНТУ: Мат. моделювання. Математика. Фізика. – 2015. – Т. 77, № 1. – С. 257–266.
2. Процюк Б. Ю. Статичні задачі термопружності для шаруватих термочутливих плит за кубічної залежності коефіцієнтів теплопровідності від температури / Б. Ю. Процюк // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2010. – 53, № 4. – С. 151–161.
3. Pelassa M. Explicit solutions for multi-layered wide plates and beams with perfect and imperfect bonding and delaminations under thermo-mechanical loading / M. Pelassa, R. Massabò // Meccanica. – 2015. – P. 2497–2524. DOI: 10.48550/arXiv.1503.04078
4. Wei-bin Yuan Heat transfer analysis in multi-layered materials with interfacial thermal resistance / Wei-bin Yuan, Nanting Yu, Long-Yuan Li, Yuan Fang // Composite Structures. – 2022. – 293. – 115728. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.115728>
5. Козуб Г. О. Моделювання теплових процесів в шаруватих тілах / Г. О. Козуб, Ю. Г. Козуб // Геотехнічна механіка. – 2020. – № 151. – С. 234–244. <https://doi.org/10.15407/geotm2020.151.234>
6. Тацій Р. М. Загальна перша крайова задача для рівняння теплопровідності з кусково-змінними коефіцієнтами / Р. М. Тацій, О. О. Власій, М. Ф. Стасюк // Вісник нац. ун-ту «Львівська політехніка». Фіз.-мат. науки. – 2014. – № 804. – С. 64–69.
7. Yarimpabuç D. Heat Conduction Analysis of Two-Dimensional Anisotropic Plate / D. Yarimpabuç, E. Cihan, K. Çelebi, M. Eker // Çukurova University Journal of the Faculty of Engineering and Architecture. – 2020. – 35 (1). – P. 139–147.
8. Malykhina A. I. Stationary problem of heat conductivity for complex-shape multilayer plates / A. I. Malykhina, D. O. Merkulov, O. V. Postnyi, N. V. Smetankina // Вісник Харківського нац. ун-ту ім. В.Н. Каразіна. – 2019. – Т. 41. – С. 46–54.
9. Norouzi M. A general exact solution for heat conduction in multilayer spherical composite laminates / M. Norouzi, A. Amiri Delouei, M. Seilsepour // Composite Structures. – 2013. – 106. – P. 288–295. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.06.005>
10. Merkulova A. I. Calculation of the thermal stressed state of multilayer non-canonical form plates / A. I. Merkulova, D. O. Merkulov, Ie. Yu. Misiura, O. V. Postnyi // Вісник Харківського нац. ун-ту ім. В.Н. Каразіна. Мат. моделювання. Інформ. технології. Автоматизовані системи управління. – 2021. – Т. 49. – С. 76–82.
11. Беляков Н. С. Неідеальний теплової контакт тел при трении / Н. С. Беляков, А. П. Носко. – Москва : Книжный дом «Либроком», 2010. – 104 с.
12. Гера Б. В. Математичне моделювання умов неідеального теплового контакту шарів через тонке включення з джерелами тепла / Б. В. Гера // Фіз.-мат. моделювання та інформаційні технології. – 2013. – Вип. 8. – С. 61–72.
13. Nemish B. Yu. Three-dimensional thermoelasticity problems for nonuniformly heated laminar transversally isotropic plates / B. Yu. Nemish // Int. Appl. Mech. – 1999. – 35, No. 7. – P. 732–740. <https://doi.org/10.1007/BF02682211>.
14. Величко І. Г. Просторова та осесиметрична термопружна деформація багат шарової основи / І. Г. Величко, І. Г. Ткаченко // Вісн. Дніпропетр. ун-ту. Механіка. – 2004. – Вип. 8. – 2, № 6/2. – С. 36–43.
15. Antonenko N. Plane Thermoelastic Deformation of a Multilayer Foundation with Non-Ideal Thermal Contact between its Layers / N. Antonenko, I. Tkachenko // Materials Science Forum. – 2019. – 968. – P. 486–495. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.968.486>
16. Антоненко Н. М. Осесиметрична термопружна деформація багат шарової плити з неідеальним тепловим контактом між шарами / Н. М. Антоненко, І. Г. Ткаченко // Вісник Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна, серія «Математичне моделювання. Інформаційні технології. Автоматизовані системи управління». – 2021. – Т. 50. – С. 6–13. DOI: 10.26565/2304-6201-2021-50-01

Одержано 25.05.2023

THREE-DIMENSIONAL THERMAL CONDUCTIVITY PROBLEM FOR A MULTILAYER PLATE WITH IMPERFECT THERMAL CONTACT BETWEEN ITS LAYERS

Antonenko N. Ph. D., Associate Professor of the Department of Higher Mathematics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: antonenkonina.ua@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0427-6499

Tkachenko I. Ph. D., Associate Professor of the Department of Fundamental and Applied Mathematics, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tig.phd81@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4232-2484

Purpose. It consists in obtaining an analytical expression for calculating the temperature at the points of a multilayer plate under the condition of imperfect thermal contact between its layers, presenting obtained formulas in a form convenient for numerical implementation and investigating the influence of the thermal resistance coefficient on the temperature distribution in the plate layers.

Research methods. To solve the given problem, the method of integral transformations (double integral Fourier transform) and the method of compliance functions were used.

Results. In the form of improper Fourier integrals the formulas for calculating the temperature at any point of the multilayer plate were obtained. Numerical results for three-layer plates were conducted, on the outer surfaces of which a thermal load that uniformly distributed over the square (the intensity of the thermal loads on the lower boundary is ten times more than on the upper one) was given. The graphs that illustrate the influence of the thermal resistance coefficients on the temperature distribution at the points of the lower boundaries of the first and second layers were obtained. It was shown that the raise of the coefficients of thermal resistance leads to decreasing of the temperature at the points of these boundaries. The proposed method can be used to determine the temperature at the points of the plates with any finite number of layers.

Scientific novelty. For the first time, the three-dimensional problem of thermal conductivity for the layered plate with imperfect thermal contact between its layers was solved by the method of compliance functions. Previously, only two-dimensional and axisymmetric problems of this type were solved by this method.

Practical value. The obtained results can be used as the test ones when performing analogous calculations by other methods. Based on the results of numerical calculations in designing layered structures, it is possible to select their elements with the necessary thermal characteristics.

Key words: multilayer plate, temperature, thermal conductivity, imperfect thermal contact, double integral Fourier transformation, compliance function.

References

1. Boiko, S., Velychko, O. (2015). Analytical method for determining the stationary thermal fields in layered structures. Bulletin of TNTU: Mathematical modeling. Mathematics. Physics. 77 (1), 257–266.
2. Protsiuk B. Yu. (2010). Static thermoelasticity problems for thermosensitive plates with cubic dependence of heat conductivity coefficients on temperature. Mathematical methods and physico-mechanical fields. 53 (4), 151–161.
3. Pelassa, M., Massabò, R. (2015). Explicit solutions for multi-layered wide plates and beams with perfect and imperfect bonding and delaminations under thermo-mechanical loading. Meccanica, 2497–2524. DOI: 10.48550/arXiv.1503.04078
4. Wei-bin, Y., Nanting, Y., Long-Yuan, L., Yuan F. (2022). Heat transfer analysis in multi-layered materials with interfacial thermal resistance. Composite Structures. 293, 115728. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.115728>
5. Kozub, H. O., Kozub, Yu. H. (2020). Modeling of thermal processes in layered bodies. Geo-Technical Mechanics. 151, 234–244. <https://doi.org/10.15407/geotm2020.151.234>
6. Tatsii, R. M., Vlasii, O. O., Stasiuk, M. F. (2014). General first boundary value problem for the heat equation with piecewise variable coefficients. Visnyk nats. un-tu «Lvivska politehnika». Fiz.-mat. nauky. 804, 64–69.
7. Yarimpabuç, D., Cihan, E., Çelebi, K., Eker, M., (2020). Heat Conduction Analysis of Two-Dimensional Anisotropic Plate. Çukurova University Journal of the Faculty of Engineering and Architecture. 35 (1), 139–147.

8. Malykhina, A. I., Merkulov, D. O., Postnyi, O. V., Smetankina, N. V. (2019). Stationary problem of heat conductivity for complex-shape multilayer plates. *Bulletin of V.N. Karazin Kharkiv National University, series «Mathematical modeling. Information technology. Automated control systems»*. 41, 46–54.
9. Norouzi, M., Amiri Delouei, A., Seilsepour, M. (2013). A general exact solution for heat conduction in multilayer spherical composite laminates. *Composite Structures*. 106, 288–295.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2013.06.005>
10. Merkulova, A. I., Merkulov, D. O., Misiura, Ie. Yu., Postnyi, O. V. (2021). Calculation of the thermal stressed state of multilayer non-canonical form plates. *Bulletin of V.N. Karazin Kharkiv National University, series «Mathematical modeling. Information technology. Automated control systems»*. 49, 76–82.
11. Belyakov N. S., Nosko, A. P. (2010). *Neidealnyiy teplovoy kontakt tel pri trenii [Nonperfect thermal contact of friction bodies]*. Moscow: Librocom, 104.
12. Hera, B. V. (2013). Matematychnе modelivannia umov neidealnoho teplovoho kontaktu shariv cherez tonke vkluchennia z dzherelamy tepla [Mathematical modelling of nonideal conditions for thermal contact of layers through thing inclusion with heat source]. *Physico-mathematical modelling and informational*. 18, 61–72.
13. Nemish, B. Yu. (1999). Three-dimensional thermoelasticity problems for nonuniformly heated laminar transversally isotropic plates. *Int. Appl. Mech.* 35 (7), 732–740. <https://doi.org/10.1007/BF02682211>.
14. Velychko, I. H., Tkachenko, I. H. (2014). Prostorova ta osesymetrychna termoprzhna deformatsiia bahatosharovoi osnovy [Spatial and axisymmetric thermoelastic deformation of a multilayer foundation]. *Bulletin of Dnipropetrovsk University. Series: Mechanics*. 2 (6/2), 36–43.
15. Antonenko, N., Tkachenko, I. (2019). Plane Thermoelastic Deformation of a Multilayer Foundation with Non-Ideal Thermal Contact between its Layers. *Materials Science Forum*. 968, 486–495. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.968.486>
16. Antonenko, N. M., Tkachenko, I. H. (2021). Osesymetrychna termoprzhna deformatsiia bahatosharovoi plyty z neidealnym teplovyim kontaktom mizh sharamy [Axisymmetric thermoelastic deformation of a multilayer plate with imperfect thermal contact of its layers]. *Bulletin of V.N. Karazin Kharkiv National University, series «Mathematical modeling. Information technology. Automated control systems»*. 50, 6–13. DOI: 10.26565/2304-6201-2021-50-01

UDC 621.979.085

- Shevchenko V. Ph. D., Associate Professor, Head of the Department of Mechanics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vshevch@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-9037-6367
- Ryagin S. Ph. D., Associate Professor, Associate Professor of the Department of Mechanics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: ryaginzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2888-8270
- Artsybasheva D. student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: dianaartsibasheva692@gmail.com

MULTICRITERION OPTIMIZATION OF PRESS COLUMN CROSS-SECTION

Purpose. Increase of the competitiveness is the important scientific and practical task in machine building. The press is the stationary equipment, but reduction of weight of its elements, in particular – columns, reduces manufacturing cost, facilitates transportation and installation, therefore assists in increase of product attraction at market relations. The purpose is to reduce press column weight without complication of technological process of its manufacturing and without additional expenses for a concrete one-columned press by means of structure optimization.

Research methods. The mathematical model has been developed on the basis of formula of combined strength of materials. The pure bending with tension results from operation of one-columned press. Multicriterion optimization has been carried out by means of computer facilities. Calculation was carried out by means of the program written in language Basic.

Results. The press П6330 with box-shaped cross-section has been chosen as a base variant. The optimal geometrical dimensions have been determined for the offered T-shaped welded cross-section of a column. Technological process of manufacturing of such column is simplified.

Scientific novelty. The T-shaped welded column cross-section has been offered for the purpose of modernization. Such cross-section scheme is more perspective and technological. The following 3 criteria have been chosen at multicriterion optimization carrying out: equal strength with the base variant, the greatest uniformity of distribution of stress by cross-section, the least area of cross-section. The main geometrical dimensions of cross-section have been chosen as 4 variable parameters. It was considered, that thickness of metal sheet is discrete and standard.

Practical value. Multicriterion optimization that had been carried out provides reduction of column weight approximately by 45 % for the modernized variant without increase in dimensions of cross-section. It gives the opportunity to reduce considerably the column manufacturing cost in comparison with a base variant, and also to facilitate transportation and installation of the press.

Key words: press, column, cross-section, dimension, optimization, criterion, stress, equal strength.

Introduction

Increase of the competitiveness is the important scientific and practical task in machine building. The press is the stationary equipment, but reduction of weight of its elements, in particular – columns, reduces manufacturing cost, facilitates transportation and installation, therefore assists in increase of product attraction at market relations. The most natural way to reach it is structure optimization. Optimization of press column cross-section is rather complicated task just for the one-columned presses.

Review

Various types of press column cross-sections are listed in the book [1]. Cross-section of box-shaped welded column and T-shaped cross-section of casted column are mentioned among them. However welded T-shaped cross-sections are not described. The comparative analysis of different cross-sections is absent. Problems of structure or parameter optimization of

cross-sections are also not analyzed.

Optimization of hydraulic press flat frames by Finite Element Method (FEM) is described in methodical recommendations [2]. But optimization of column cross-section of the one-columned press is not considered as well.

Optimization of a cross-section of box-shaped column of the one-columned press is described in paper [3]. But only thickness of forward wall and thickness of back wall are used as the basic variable parameters. Column cross-section shape remains the same.

As a development of paper [3], optimization of trapezoid column cross-section of the one-columned press is described in paper [4] and the subsequent author's thesis abstract [5]. But column cross-section shape remains constant in this case as well. There are no comparison with T-shaped cross-section.

More modern researches are even less often devoted to optimization of column structure of the one-columned press.

For example, calculations using both analytical

method and FEM have been executed for a four-columned hydraulic press under different loading conditions in paper [6]. But the received results cannot be applied to the one-columned press.

Optimization of 100 ton one-columned hydraulic press frame by FEM standard tools is described in article [7]. Quantitative change of structure geometrical parameters as a result of more exact calculations allows to reduce weight of a design slightly. But FEM standard tools do not give possibility of qualitative optimization of the structure including its shape.

Thus, authors of this paper have not found in the literature any attempts of multicriterion optimization of T-shaped welded column cross-section of the one-columned press. Correspondently, our paper is devoted to solution of this problem.

Purpose

The purpose is to reduce press column weight without complication of technological process of its manufacturing and without additional expenses for a concrete one-columned press by means of structure optimization.

Research and its methods

The press П6330 with box-shaped welded column cross-section [8] has been chosen as a base variant. The correspondent cross-section for this base variant is shown in scale at figure 1. Nominal load $P=1000$ kN acts in a point A at distance 400 mm from the front wall.

It is clear from the figure 1 analysis, that metal is uniformly distributed by all walls of a column. On the other hand, it is follows from the literary review, that column cross-section optimization of the one-columned press is usually connected with metal redistribution between walls.

The way, earlier used in paper [9], has been applied, which allows to receive qualitatively new structure by quantitative optimization.

That's why the T-shaped welded column cross-section has been offered for the purpose of modernization. The correspondent calculation scheme is shown at figure 2. If the central wall would be divided on two parallel parts, this calculation scheme would be applicable as well for box-shaped column cross-section, and for trapezoid cross-section too. Thus, according to the theory of qualities [10], optimization by this calculational scheme allows to compare automatically few cross-sections.

More than that, such T-shaped welded cross-section scheme is more perspective and technological.

The main geometrical dimensions of cross-section have been chosen as four variable parameters: cross-section height H , forward wall width B , back wall width b , wall thickness h .

It was considered, that thickness of metal sheet is discrete and standard. That's why the following thickness combinations listed in table 1 have been used [11].

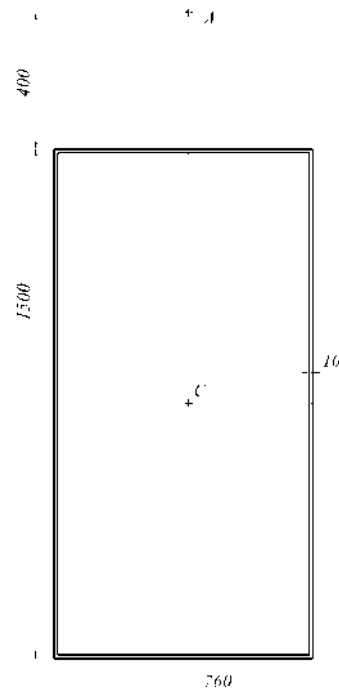


Figure 1. Cross-section for the base variant

Table 1 – Thickness combinations

h, mm	δ , mm
10	4
12	5
14	6
16	6
18	6
20	8

Such approach has allowed to reduce number of variable parameters to four and to simplify calculations [12].

Centroidal moment of inertia of a cross-section increases together with its modulus [13]. Consequently, rigidity of a structure increases together with its strength. That's why the following three criteria have been chosen at multicriterion optimization [14] carrying out:

- equal strength with the base variant,
- the greatest uniformity of distribution of stress by cross-section,
- the least area of cross-section.

The pure bending with tension results from operation of an one-columned press. Hence, tangent stress is absent, and normal stress in the point 2 at figure 2 (centre of inertia C of cross-section) would be less than in the point 1, therefore it would be neglectable. Taking into account character of distribution of normal stress by cross-section, in terms of design it means, that first two criteria would be realized under the following condition: normal stresses in the point 1 σ_1 and point 3 σ_3 at figure 2 have to be approximately equal by modulus to one another and to the maximum normal stress for a base variant σ_{max} .

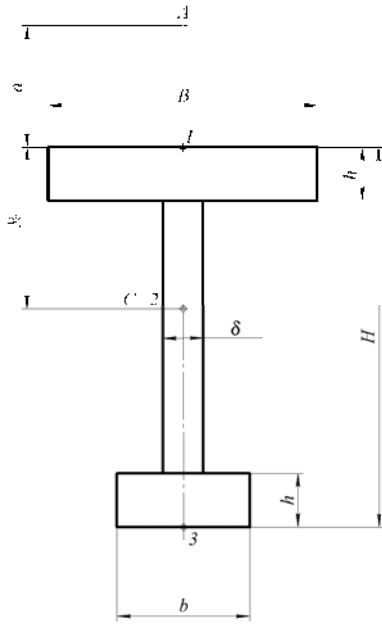


Figure 2. Calculation scheme

The mathematical model has been developed on the basis of formulae of combined strength of materials [15].

Area F of the cross-section:

$$F = (B + b) \cdot h + (H - 2 \cdot h) \cdot \delta \quad (1)$$

Statical moment S_x of the cross-section:

$$S_x = B \cdot \frac{h^2}{2} + b \cdot h \cdot (H - \frac{h}{2}) + (H - 2 \cdot h) \cdot \delta \cdot \frac{H}{2} \quad (2)$$

Coordinate of centre of inertia of the cross-section:

$$y_c = S_x / F \quad (3)$$

Centroidal moment of inertia I_{xc} of the cross-section:

$$I_{xc} = \frac{B \cdot h^3}{12} + \frac{\delta \cdot (H - 2 \cdot h)^3}{12} + B \cdot h \cdot \left(y_c - \frac{h}{2} \right)^2 + b \cdot h \cdot \left(H - y_c - \frac{h}{2} \right)^2 + (H - 2 \cdot h) \cdot \delta \cdot \left(\frac{H}{2} - y_c \right)^2 + \frac{b \cdot h^3}{12} \quad (4)$$

Normal stresses:

$$\sigma_1 = P \cdot (a + y_c) \cdot y_c / I_{xc} + P / F, \quad (5)$$

$$\sigma_3 = P \cdot (a + y_c) \cdot (y_c - H) / I_{xc} + P / F, \quad (6)$$

Thus, mathematically criteria of optimisation are reduced to following conditions:

- σ_1 have to be less than σ_{max} no more than on 3%;
- σ_3 by modulus have to be less than σ_{max} no more than on 3 %;
- area F have to be minimal in comparison with area F_0 of a base variant.

Multicriterion optimization has been carried out

by means of computer facilities. Calculation was carried out by means of the program written in language Basic. Results of calculations are listed in table 2.

Table 2 – Results

h , mm	H , mm	B , mm	b , mm	F/F_0
10	1854	1328	140	0,491
12	1718	1112	120	0,519
14	1554	970	118	0,544
16	1590	844	98	0,545
18	1546	760	96	0,546
20	1360	698	98	0,591

All these variants satisfy to three criteria of optimization listed above. The variant with wall thickness $h=18$ mm has been chosen finally taking into account one more additional criterion: overall dimensions of the base and modernized variants have to be approximately equal.

Results

Thus, the optimal geometrical dimensions have been determined for the offered T-shaped welded cross-section of a column. The correspondent column cross-section for the modernized variant is shown in scale at figure 3.

It is clear from comparison of figure 1 and figure 3, that overall dimensions of column cross-sections of base and modernized variants are comparable by value. Hence, the modernized press can be installed on the same working space.

Also the modernized variant has equal strength with the base variant according to problem statement. It has been confirmed by check design.

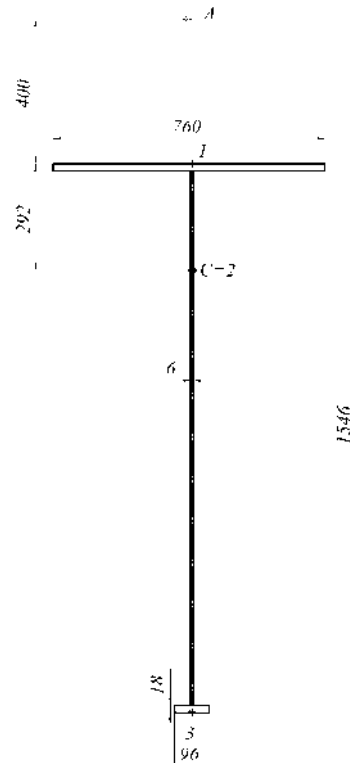


Figure 3. Cross-section for the modernized variant

It is visible at figure 3, that the central wall is too thin to be divided into two parts. Hence, the T-shaped column cross-section has advantage in comparison with trapezoid one.

A back wall serve additionally as a stiffening rib for the compressed part of a structure.

Discussion

The quantity of welded seams decreases in the modernized variant in comparison with a base variant. The quantity of cuts at manufacturing of metal blanks also decreases in comparison with a base variant. It provides certain technological advantages.

Column cross-sections of modernized variant worse works at torsion in comparison with base one. But torsion loads are neglectable for the press column.

Conclusions

Multicriterion optimization that had been carried out provides reduction of press column weight approximately by 45 % for the modernized variant without increase in dimensions of cross-section. Technological process of manufacturing of such column simplifies. It gives the opportunity to reduce considerably the column manufacturing cost in comparison with a base variant, and also to facilitate transportation and installation of the press.

Authors of this paper plan to research influence of displacement of a load from an axis on results of optimization of press column cross-section in future.

Literature

1. Власов, В. И. Кривошипные кузнечно-прессовые машины [Текст] / В. И. Власов, А. Я. Борзыкин, И. К. Букин-Батырев и др. – М. : Машиностроение, 1982. – 424 с.
2. Выбор рациональных конструкций плоских рам гидравлических прессов [Текст]. – Воронеж : НПО «ЭНИКМАШ», 1987. – 56 с.
3. Ланской, Е. Н. Выбор рациональных размеров сечения станины прессов открытого типа [Текст] / Е. Н. Ланской // сб. науч. тр. Моск. станкоинструм. ин-та. – М. : Машгиз, 1960. – № 5. – С. 49–56.
4. Корнилова, А. В. К расчету открытых станин кривошипных прессов [Текст] /

А. В. Корнилова, Е. Н. Ланской, В. П. Цой // Кузнечно-штамповочное производство. – 1991. – № 2. – С. 15–16.

5. Корнилова, А. В. Разработка рациональных конструкций станин прессов открытого типа [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.05 / А. В. Корнилова. – Московский станкостроительный ин-т. – М., 1992. – 24 с.

6. Aydin, M. Hydraulic press design under different loading conditions using finite element analysis [Text] / M. Aydin, Y. Kisioglu // JESTECH. – 2013. – № 16. – P. 129–138.

7. Hatapakki, A. Design optimization of C Frame of Hydraulic Press Machine [Text] / A. Hatapakki, U. Gulhane // IOSR Journal of Computer Engineering. – 2016. – Vol. 2, Issue 3. – P. 79–89.

8. Руководство к прессу гидравлическому одностоечному усилием 100тс, модель П6330 [Электронный ресурс] / Режим доступа : <https://ozkpm.ru/assets/files/p6330.pdf>

9. Ройтман, А. Б. Уравновешивание многоколенчатых двухвальных сепарирующих механизмов [Текст] / А. Б. Ройтман, С. Л. Рягин, А. Д. Шамровский // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1992. – № 6. – С. 25–31.

10. Брызгалин, Г. И. Введение в теорию качеств [Текст] / Г. И. Брызгалин. – Волгоград, 1988. – 91 с.

11. Анурьев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя [Текст] : в 3 т. / В. И. Анурьев. – Т. 1. – М. : Машиностроение, 1978. – 728 с.

12. Кузнецов, О. П. Дискретная математика для инженера [Текст] / О. П. Кузнецов, Г. М. Адельсон-Вельский. – М. : Энергоатомиздат, 1988. – 480 с.

13. Беляев, Н. М. Соппротивление материалов [Текст] / Н. М. Беляев. – М. : Гос. изд-во технико-теоретической лит-ры, 1954. – 856 с.

14. Габасов, Р. Методы оптимизации [Текст] / Р. Габасов, Ф. М. Кириллова. – Минск : БГУ, 1975. – 280 с.

15. Писаренко, Г. С. Опір матеріалів [Текст] / Г. С. Писаренко, О. Л. Квітка, Е. С. Уманський. – К. : Вища школа, 1993. – 655 с.

Received 10.07.2023

БАГАТОКРИТЕРІАЛЬНА ОПТИМІЗАЦІЯ ПОПЕРЕЧНОГО ПЕРЕРІЗУ КОЛОНИ ПРЕСА

- Шевченко В. Г. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: vshevch@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-9037-6367
- Рягін С. Л. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: ryaginzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2888-8270
- Арцибашева Д. Д. студентка Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: dianaartsibasheva692@gmail.com

Мета роботи. Підвищення конкурентоспроможності є важливим науковим і практичним завданням у машинобудуванні. Прес є стаціонарним обладнанням, але зменшення маси його елементів, зокрема – колони, знижує собівартість, полегшує транспортування та монтаж, тому сприяє зростанню привабливості виробу в ринкових умовах. Метою роботи є зменшення маси колони преса без ускладнення технологічного процесу її виготовлення та без додаткових витрат.

Методи дослідження. Математична модель була побудована на основі залежностей складного опору матеріалів. Для одноколонного преса при навантаженні має місце чисте згинання з розтяганням. Багатокритеріальну оптимізацію було здійснено за допомогою комп'ютерних засобів. Розрахунок виконувався за допомогою програми, написаної на мові Basic.

Отримані результати. В якості базового варіанту було обрано прес П6330 з коробчастим поперечним перерізом. Для запропонованого T-образного зварного поперечного перерізу колони було визначено оптимальні геометричні розміри. Технологічний процес виготовлення такої колони спрощується.

Наукова новизна. З метою модернізації було запропоновано T-образний зварний поперечний переріз колони. Така схема поперечного перерізу є більш перспективною та технологічною. При проведенні багатокритеріальної оптимізації були обрані наступні 3 критерії: рівномірність з базовим варіантом, щонайбільша рівномірність розподілу напружень за перерізом, щонайменша площа поперечного перерізу. В якості 4-х варійованих параметрів були обрані головні геометричні розміри поперечного перерізу. Враховувалось, що товщини листів є дискретними та стандартними.

Практична цінність. Проведена багатокритеріальна оптимізація дала можливість знизити масу колони модернізованого варіанту приблизно на 45 % без збільшення габаритів поперечного перерізу. У порівнянні з базовим варіантом це дає можливість помітно зменшити собівартість колони та полегшити транспортування і монтаж преса.

Ключові слова: прес, колона, поперечний переріз, розмір, оптимізація, критерій, напруження, рівномірність.

References

1. Vlasov, V. I., Borzykin, A. Ya., Bukin-Batyrev, I. K. (1982). Krivoshipnyye kuznechno-pressovyye mashiny [Crank Forging and Pressing Machines]. Moscow : Machine building, 424.
2. (1987). Vybory ratsional'nykh konstruktivnykh ploskikh ram gidravlicheskiykh pressov [The choice of rational designs of flat frames of hydraulic presses]. Voronezh : NPO "ENIKMASH", 56.
3. Lansko, Ye. N. (1960). Vybory ratsional'nykh razmerov secheniya staniny pressov otkrytogo tipa [The choice of rational cross-section dimensions of open-type press frame]. Moscow machine tool institute. Moscow : Mashgiz, 5, 49–56.
4. Kornilova, A. V., Lansko, Ye. N., Tsoy, V. P. (1991). K raschetu otkrytykh stanin krivoshipnykh pressov [Design of the open frames of crank presses]. Forging and stamping production, 2, 15–16.
5. Kornilova, A. V. (1992). Razrabotka ratsional'nykh konstruktivnykh stanin pressov otkrytogo tipa [Development of rational designs of open-type press frames]. Moscow machine tool institute, 24.
6. Aydin, M., Kisioglu, Y. (2013). Hydraulic press design under different loading conditions using finite element analysis. JESTECH, 16, 129–138.
7. Hatapakki, A., Gulhane, U. (2016). Design optimization of C Frame of Hydraulic Press Machine. IOSR Journal of Computer Engineering, 2 (3), 79–89.
8. Rukovodstvo k pressu gidravlicheskomu odnotoeychnomu usiliyem 100ts, model P6330 [Manual for the hydraulic one-columned press with a force of 100 tf, model P6330] / Available at : <https://ozkpm.ru/assets/files/p6330.pdf>
9. Roytman, A. B., Ryagin, S. L., Shamrovskiy, A. D. (1992). Uravnovesivaniye mnogokolenchatykh dvukhvalnykh separiruyushchikh mekhanizmov [Balancing of multi-cranked two-shaft separating mechanisms]. Problems of machine building and reliability of machines, 6, 25–31.
10. Bryzgalin, G. I. (1988). Vvedeniye v teoriyu kachestv [Introduction to the quality theory]. Volgograd, 91.
11. Anuryev, V. I. (1978) Spravochnik konstruktora-mashinostroitel'ya [Handbook of the designer-machine builder]. Moscow : Machine building, 1, 728.
12. Kuznetsov, O. P., Adelson-Velsky, G. M. (1988). Diskretnaya matematika dlya inzhenera [Discrete mathematics for an engineer]. Moscow : Energoatomizdat, 480.
13. Belyaev, N. M. (1954). Soprotivleniye materialov [Strength of materials]. Moscow : State publishing house of technical and theoretical literature, 856.
14. Gabasov, R., Kirillova, F. M. (1975). Metody optimizatsii [Optimization methods]. Minsk : Belarusian State University, 280.
15. Pisarenko, H. S., Kvitka, O. L., Umanskyi, E. S. (1993). Opir materialiv [Strength of materials]. Kyiv : High school, 655.

УДК 539.3; 533.696.7

- Левицька Т. І. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tig_lev@ukr.net, ORCID: 0000-0002-8002-156X
- Пожуєва І. С. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: bisiren@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9337-0443
- Митряшкін О. В. магістр прикладної механіки, інженер другої категорії ТОВ «Прогрестех-Україна», м. Київ, Україна, e-mail: olegmytryashkin@gmail.com
- Манжос О. Д. магістр комп'ютерних наук, аспірант кафедри фундаментальної та прикладної математики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: Ojiekca1996@gmail.com

РОЗРАХУНОК НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ НОСОВОЇ СТІЙКИ ШАСІ ЛІТАКА З РАДІУСНИМ ПЕРЕХОДОМ ЗА ТОВЩИНОЮ ПРИ ПОБУДОВІ ЛОКАЛЬНОЇ МОДЕЛІ

Мета роботи. Дослідження напружено-деформованого стану та втомної довговічності локальної зони конструкції відсіку, а саме – радіусного переходу між товщинами стінки від регулярної зони до місця потовщення в зоні з'єднання з елементом підкріплення. Основна задача цієї роботи – оцінити рівень напружень в зоні радіусного переходу за допомогою чисельного розв'язку задачі, для подальшої оцінки ресурсу конструкції.

Методи дослідження. Побудова локальної моделі та чисельні розрахунки напружено-деформованого стану розглянутої конструкції при використанні програмних комплексів PATRAN/NASTRAN. Використання інструменту Mesh Seed, для розмітки положення вузлів на краях поверхонь. Крім плоских елементів в моделі були використані Bar-елементи для імітації заклепок. Для чисельного розв'язку представленої задачі використаний нелінійний вирішувач 106 – Nonlinear Static.

Отримані результати. Проведено чисельний розрахунок напружено-деформованого стану носової стійки шасі літака з радіусним переходом за товщиною при локальній моделізації. Отримано візуалізація лінійного переміщення і полів нормальних напружень, а також графіки нормальних напружень на нижній та верхній поверхні стінки, та залежності величин нормальних напружень в зоні радіусного переходу. Побудовано графік прогину пластини між елементом підкріплення і отримано максимальний прогин по середині прольоту.

Наукова новизна. Застосування методики розрахунку напружено-деформованого стану складних конструкцій елементів авіаційної техніки з використанням комп'ютерних програмних комплексів в умовах сучасного розвитку авіаційної науки та техніки.

Практична цінність. Отримані розрахунки дали можливість провести оцінку ресурсу локальної зони конструкції – радіусного переходу між різними товщинами стінки. Результати аналізу та методика чисельного обчислення напружено-деформованого стану розглянутої моделі можна використовувати для подальшої оцінки ресурсу та статичної міцності конструкції відсіку шасі літака.

Ключові слова: напружено-деформований стан, стійка шасі, фюзеляж, радіусний перехід, скінчені елементи, ребра жорсткості, критичні навантаження.

Вступ

Для забезпечення вимог безпеки в авіації в першу чергу необхідно забезпечити міцність авіаційної конструкції [12]. Фюзеляж це – герметична кабіна, а з точки зору механіки - це близька до циліндричної форми підкріплена стрінгерним набором та шпангоутами оболонка, яка знаходиться під тиском [7]. По лінії герметизації фюзеляжу можна знайти багато конструкцій які схожі на плоскі стінки з силовим набором, який підтримує її. Такі конструкції навантажуються переважно надлишковим тиском [2, 10, 11]. Це означає, що до питань міцності, стійкості, жорсткості та втомності цих елементів необхідно приділяти особливу увагу [3, 5, 6].

У цій роботі представлені розрахунки з міцності, жорсткості та втомності стінки відсіку носової стійки шасі за допомогою аналітичної моделі та МСЕ [1, 15]. Для проведення аналізу була обрана конструкція зі змінною товщиною стінки в місцях кріплення елементів жорсткості. Потовщення стінки в таких зонах робиться для зменшення рівня механічних напружень біля отвору підкріплення елементів, що досить помітно збільшує кількість циклів навантаження до появи втомних тріщин. Але радіусний перехід між двома різними товщинами стінки також є концентратором, котрий навантажується осьювою силою та згином з площиною стінки. Тому крім зони отворів стає необхідним оцінити ресурс і в зоні радіусного переходу товщин.

Мета роботи

Дослідження напружено-деформованого стану та втомної довговічності локальної зони конструкції відсіку, а саме – радіусного переходу між товщинами стінки від регулярної зони до місця потовщення в зоні з'єднання з елементом підкріплення. Основна задача цієї роботи – оцінити рівень напружень в зоні радіусного переходу за допомогою чисельного розв'язку задачі, для подальшої оцінки ресурсу конструкції.

Матеріал і методика досліджень

Під час проведення аналізу враховувався тільки надлишковий тиск. Навантаження інерційні, польотні, від змонтованих в середині відсіку систем літака та інші не були враховані, оскільки кінцевою задачею є оцінка ресурсу конструкції. А найбільш критичним навантаженням з точки зору втомної міцності є саме надлишковий тиск. Для досягнення мети роботи був створений ряд СЕ моделей, кожна з яких необхідна на певних етапах роботи, наприклад, валідація глобальної моделі відсіку носової стійки шасі відбувалась за рахунок більш детальної місцевої моделі, яка в свою чергу пройшла етап валідації за допомогою порівняння результатів простої СЕ моделі та аналітики. Глобальна модель була використана для визначення внутрішніх силових факторів (ВСФ) діючих у перерізах стінки які в свою чергу були використані як вхідні

дані для тривимірної детальної моделі концентратора для розрахунку ресурсу.

Для аналізу був обраний тип конструкції зображений на рисунку 1. Як показує практика ця конструктивно-силова схема є досить вдалою з точки зору втомної міцності. Для того щоб знизити рівень напружень в стінці по периферії отвору під установку кріпильних елементів, стінка виконана ступінчатою, тобто змінної товщини. Саме в місцях з'єднання ребра жорсткості та стінки вона має більшу товщину ніж у регулярній зоні. Перехід від однієї товщини до іншої здійснюється радіусно. Таким чином утворюється інший концентратор напружень – радіусний перехід. Саме він є одним з критичних місць цієї конструкції. Глобальна модель представляє собою частину конструкції яка включає ребро жорсткості та стінку змінної товщини, які з'єднані одне з одним за допомогою 1D елементів типу Bar2, котрі імітують заклепки. Елемент жорсткості та стінка змодельовані плоскими елементами. Лінійні розміри конструкції та діаметр кріпильних елементів наведені в таблиці 1. Товщина регулярної зони стінки обрана 0.08", яка збільшується в місцях кріплення з підкріплюючими балками до 0.14" Під час побудови моделі була врахована симетрія конструкції, та створені відповідні граничні умови, щоб не порушувати реальні особливості роботи конструкції [8, 9].

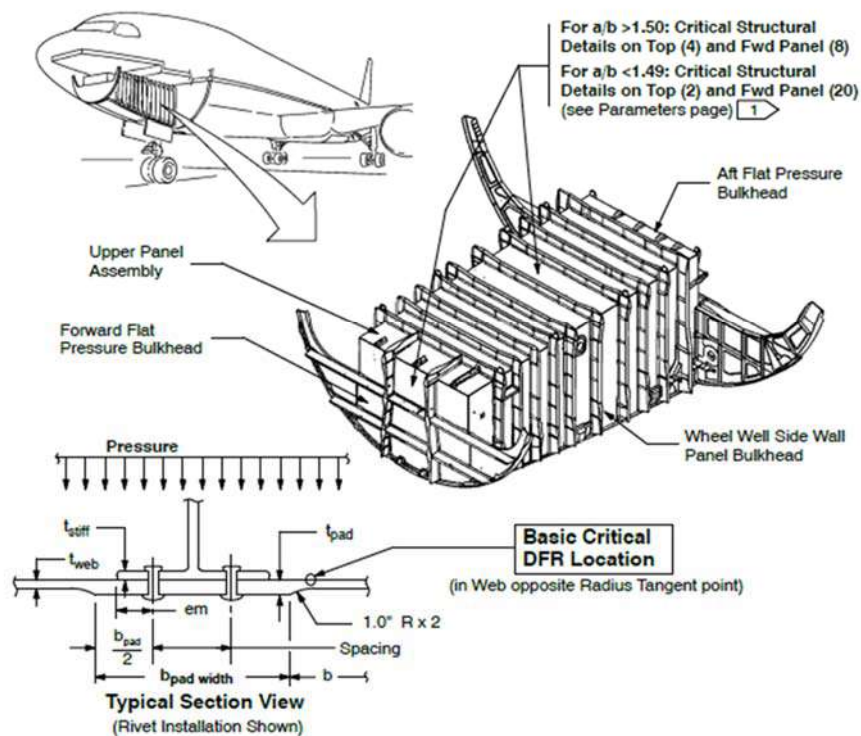


Рисунок 1. Конструкційна схема відсіку шасі носової стійки

Таблиця 1 – Основні геометричні розміри підкріпленої стінки

	Acceptable	
	Web	Stiffener
Material: Type Gauge: Web Pad-up Surface Roughness Shot Peen	Bare 7075-T7351 Plate .080" to .110" .120" to .160" 125 RA No	7136-T76511 Extruded Bar .125" to .150" (Lwr Flanges) .125" (Beam Web) 125 RA No
Fastener: Type Diameter Edge Margin (em) Pitch Spacing Installation	Double Row on WL & BSTA, Integral Stiffeners on BBL and Fore & Aft Stiffeners BACR15BB*D* or BACB30VT*K* + BACC30BL* 6/32" 2D +.05 1.0" .90" BAC5004-1 or BAC 5004-2	
	Flat Panel Configuration	
	Panel Web Bay a/b ≥ 1.5	Panel Web Bay a/b = 1.0 to 1.49
Geometry: a - Bay Length b - Web Bay Width bpad-up - Pad-up Width	15.37" to 9.83" 8.67" to 6.02 2.20" for Integral Stiffener 2.37 for Bolted Stiffener	10.95" to 8.915" 8.525" to 8.14 2.20" for Integral Stiffener 2.37 for Bolted Stiffener

Геометрія побудована в програмному пакеті PATRAN, та представляє собою сукупність поверхонь, які співпадають з середніми поверхнями стінки та ребра жорсткості [13]. Для спрощення процедури створення сітки деякі поверхні були розбиті на зони [14].

Використовуючи отриману геометрію була виконана розмітка кріпильних елементів в місцях з'єднання ребра жорсткості на стінки – побудовані точки, які були асоційовані з поверхнями, для автоматичної генерації вузлів в цих точках. У подальшому ці вузли були використані для створення 1D елементів. З цілком правильною побудовою сітки, використовувався інструмент Mesh Seed, для розмітки положення вузлів на краях поверхонь. Крім плоских елементів в моделі були використані Ваг-елементи для імітації заклепок. Крім того були зроблені перевірки якості сітки за Якобіаном, наявності дублікатів в моделі, напрямку нормалей плоских елементів та границь моделі на предмет не з'єднаних ділянок сітки.

В першу чергу були задані властивості для ізотропного матеріалу. Матеріал стінки та ребра міцності – сплав алюмінію 7 серії 7075 – Т6. Цей сплав має наступні пружні властивості: модуль пружності $E=10.6 \cdot 10^3$ ksi; коефіцієнт Пуассона $\mu=0.33$.

Для всіх плоских елементів були задані властивості типу Shell. Для зони стовщення стінки та радіусного переходу задані параметри товщини, матеріалу та зміщення елементів відносно серединної поверхні (Offset). Елементам регулярних зон стінки та ребру жорсткості були привласнені параметри товщини та матеріал.

Ваг-елементам були привласнені властивості типу Beam та задані поперечний переріз, орієнтація та

матеріал. Матеріал заклепок прийнятий сплав алюмінію 2 групи 2024 – Т3.

Зважаючи на те що змодельована лише частина конструкції необхідно створити еквівалентні умови (задати необхідні переміщення, навантаження або заборону відповідних ступенів свободи). Границя стінки в моделі закінчується посередині прольоту між ребрами жорсткості. Проаналізувавши роботу конструкції та враховуючи її симетрію по геометрії та навантаженню можливо замінити вплив решти конструкції наступними умовами: заборона переміщень в площині стінки границь по середині прольотів; заборону куту повороту відносно осей X та Y. Поворот відносно осі Z та вертикальні переміщення дозволені. Кінцеві поперечні перерізи ребра жорсткості позбавлені всіх ступенів свободи.

Модель навантажується надлишковим тиском в 8.35 psi. Такий тиск вважається операційним навантаженням для літаків на середніх місіях. Навантажуються тільки ті елементи, які візуально можна побачити зі сторони ребра жорсткості. Частина стінки під елементом жорсткості залишається ненавантаженою.

Для чисельного розв'язку представленої задачі використаний нелінійний вирішувач 106 – Nonlinear Static. Число кроків нелінійного розв'язку – 10.

Результати досліджень

Нижче наведені отримані результати чисельного розв'язку задачі – рис. 2–6.

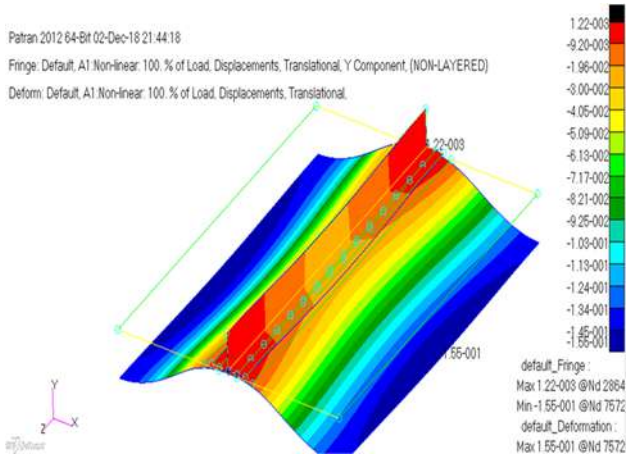


Рисунок 2. Лінійні переміщення моделі (Y-компонента)

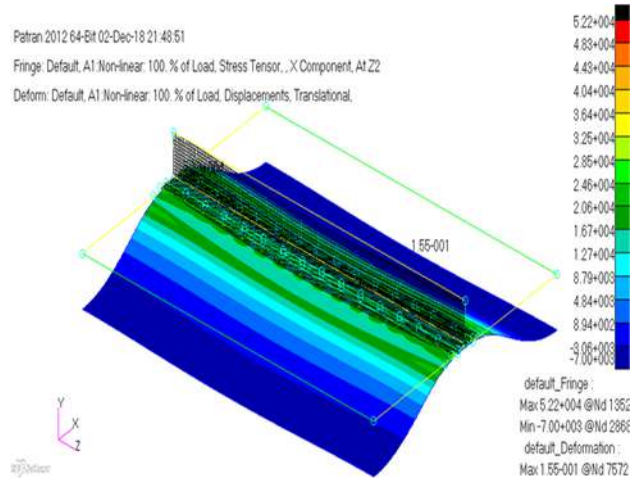


Рисунок 5. Поле нормальних напружень на верхній поверхні стінки (Stress Tensor)

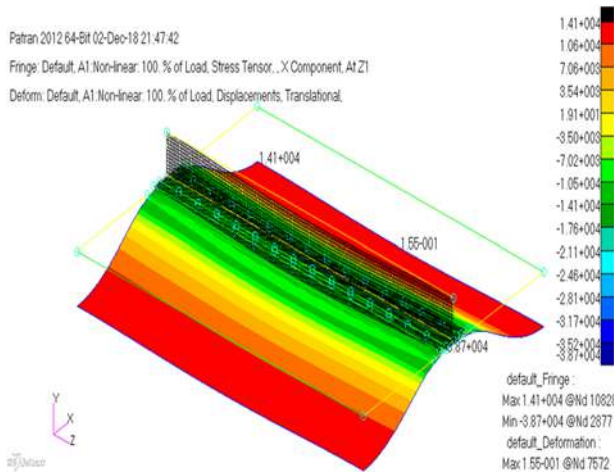


Рисунок 3. Поле нормальних напружень на нижній поверхні стінки (Stress Tensor)

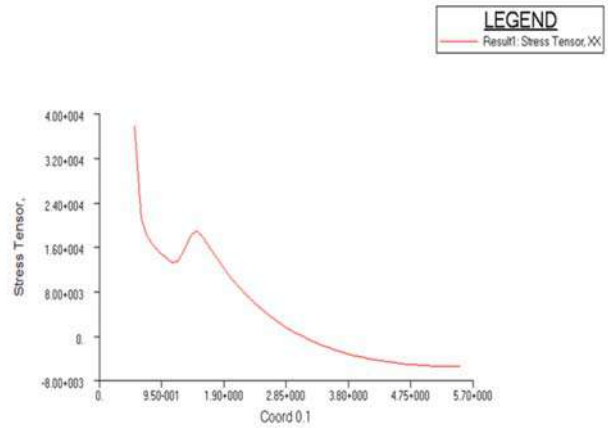


Рисунок 6. Графік нормальних напружень на верхній поверхні стінки

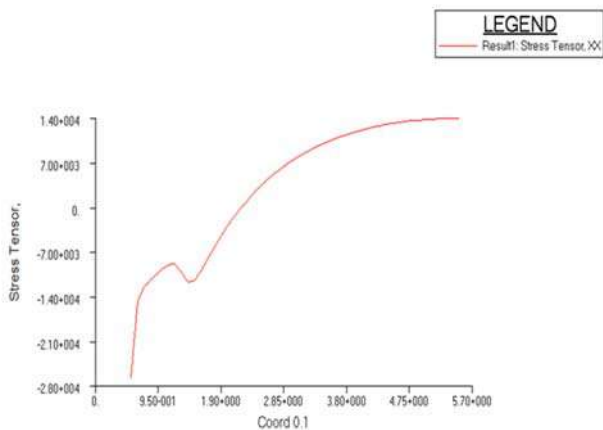


Рисунок 4. Графік нормальних напружень на нижній поверхні стінки

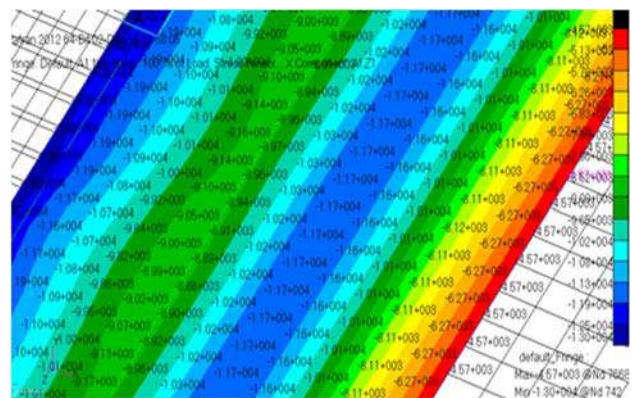


Рисунок 7. Величина нормальних напружень в зоні радіусного переходу на нижній поверхні стінки

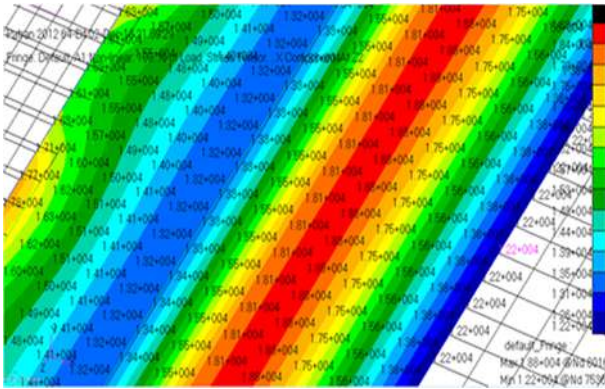


Рисунок 8. Величина нормальних напружень в зоні радіусного переходу на верхній поверхні стінки

Максимальний прогин по середині прольоту склав $-0.155''$. Прогин елемента підкріплення $0.0215''$. Таким чином:

$$\varpi_{\max}^{FEM LM} = 0.155 - 0.0215 = 0.134 \text{ in.} \quad (1)$$

На рис. 9 наведено графік прогину перерізу пластини.

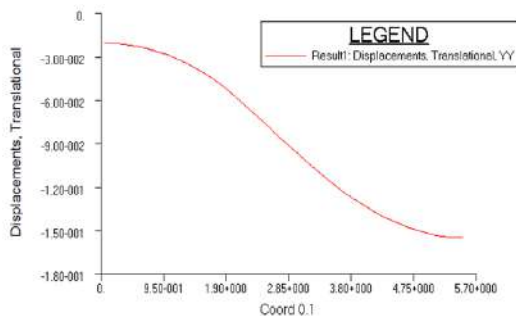


Рисунок 9. Графік прогину пластини між елементом підкріплення до середини прольоту

Всі основні результати обчислень зведені в таблицю 2.

Таблиця 2 – Числові результати дослідження

$M_z, \text{lb}\cdot\text{in}$	16,64
F_x, lb	534,88
ω_{\max}, in	0,134
$\sigma_{\max}, \text{psi}$	$1,39 \cdot 10^4$
$\sigma_{\min}, \text{psi}$	$-5,57 \cdot 10^3$

Висновки

Базуючись на отриманих результатах, була проведена оцінка ресурсу локальної зони конструкції – радіусного переходу між різними товщинами стінки. Ресурс зазначеної зони склав 1442308 циклів навантаження, що показує надлишкову втомну довговічність розглянутої зони. Але в даній роботі не був виконаний аналіз втомності для заклепкового з'єднання та інших локальних високонавантажених зон конструкції, які визначали би втомну довговічність відсіку шасі в цілому. Отримані результати та методика чисельного обчислення напружено-деформованого стану розглянутої моделі, можна використовувати для

подальшої оцінки ресурсу та статичної міцності конструкції відсіку шасі [3, 4].

Список літератури

1. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. – М. : Мир, 1975. – 542 с.
2. Бойко А. П. Аналіз напружено-деформованого стану основного стояка шасі літаків типу Су-27 при визначенні можливості подальшої експлуатації за межами призначених показників / Бойко А. П., Манулін Ю. О., Стрела М. С. // 36. наук. праць ДНДІА, вип. – №12(19), 2016. – С. 160–165.
3. S. I. Trubachev The calculation of the stress-strain state of the front landing gear transport aircraft / S. I. Trubachev, O. N. Alekseychuk. // Інформаційні системи, механіка та керування, розд. : Механіка, № 11, 2014. – С. 88–91.
4. Цыбанева Г. В. Анализ особенностей нагружения элементов опоры шасси самолета с целью их учета при оценке несущей способности конструкции // Г. В. Цыбанева, М. А. Агеев, Р. В. Титенков/ Проблемы прочности. – 2008. – № 4. – С. 87–94.
5. Проектирование деталей, узлов и агрегатов самолета: Учеб. пособие по лабораторному практикуму/ Л. А. Малашенко, В. И. Рябков, А. А. Кобылянский и др. – Харьков, ХАИ, 1987. 102 с.
6. Евсеев Л. А. Расчет на прочность крыла большого удлинения : Учеб. Пособие / Евсеев Л. А. – Харьков, ХАИ, 1985. – 106 с;
7. Тимошенко С. П. «Пластини и оболочки» / С. П. Тимошенко, С. Войновский-Кригер. – М. : Наука, 1996. – 636 с.
8. Стрижиус В. Е. Методы расчета усталостной долговечности элементов авиаконструкций / В. Е. Стрижиус. – М. : Машиностроение, 2012. – 272 с.
9. Масалига Д. В. Оцінка напружено-деформованого стану елементів конструкції шасі літака з врахуванням міжелементних зв'язків / Д. В. Масалига, Р. І. Хома // Інформаційні системи, механіка та керування : науково-технічний збірник. – 2013. – Вип. 9. – С. 52–61. – Бібліогр.: 6 назв.
10. Тейлор Дж. Нагрузки, действующие на самолет / Дж. Тейлор. – М. : Машиностроение, 1971. – 341 с.
11. Гудков А. И. Внешние нагрузки и прочность летательных аппаратов /А. И. Гудков, П. С. Лешаков. – М. : Машиностроение, 1968. – 470 с.
12. Гладкий В. Ф. Прочность, вибрация и надежность конструкции летательного аппарата / В. Ф. Гладкий. – М. : Наука, 1975. – 456 с.
13. Яхно Б.О. MSC.Patran в инженерных задачах. Учебное пособие / Б. О. Яхно, М. Н. Гладский – К. : НТУУ «КПИ», 2015 – 128 с.
14. Рудаков К. М. Чисельні методи аналізу в динаміці та міцності конструкцій : навч. Посібник / Рудаков К. М. – К. : НТУУ «КПИ», 2007 – 379 с.
15. Rusinski E. Zaawansowana metoda elementow skonczonych w konstrukcjach nosnych / Rusinski E. – Poland. Wroclaw : Oficyna Wydawnicza Politechniki Wroclawskiej. 2000. – 444 p.

Одержано 10.07.2023

CALCULATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF THE NOSE STAND OF AN AIRCRAFT LANDING GEAR WITH A RADIUS TRANSITION BY THICKNESS WHEN BUILDING A LOCAL MODEL

- Levytska T. Ph. D., Associate Professor of the Department of Applied Mathematics, National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: tig_lev@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-8002-156X
- Pozhuieva I. Ph. D., Associate Professor of the Department of Applied Mathematics, National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: bisiren@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-9337-0443
- Mytryashkin O. Master of Applied Mechanics, Engineer of the second category LLC “Progrestech-Ukraine”, Kyiv, Ukraine, *e-mail: olegmytryashkin@gmail.com*
- Manzhos O. Master of Computer Science, PhD student of the Department of Fundamental and Applied Mathematics of the Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: Ojiekca1996@gmail.com*

Purpose. Study of the stress-strain state and fatigue life of the local zone of the compartment structure, namely, the radial transition between the wall thicknesses from the regular zone to the place of thickening in the connection zone with the reinforcement element. The main task of this work is to estimate the level of stress in the zone of the radial transition using the numerical solution of the problem, for the further assessment of the resource of the structure.

Research methods. Construction of a local model and numerical calculations of the stress-strain state of the considered structure using PATRAN/NASTRAN software complexes. Using the Mesh Seed tool to mark the position of nodes on the edges of surfaces. In addition to flat elements, bar elements were used in the model to simulate rivets. For the numerical solution of the presented problem, the nonlinear solver 106 - Nonlinear Static was used.

Results. A numerical calculation of the stress-strain state of the nose strut of the aircraft landing gear with a radial transition in thickness during local modeling was carried out. Visualization of linear displacement and fields of normal stresses, as well as graphs of normal stresses on the lower and upper surface of the wall, and the dependence of the values of normal stresses in the radial transition zone were obtained. The deflection of the plate between the reinforcement element is plotted and the maximum deflection in the middle of the span is obtained.

Scientific novelty. Application of the method of calculating the stress-strain state of complex structures of aviation equipment elements using computer software complexes in the conditions of modern development of aviation science and technology.

Practical value. The obtained calculations made it possible to estimate the resource of the local area of the structure - the radius transition between different wall thicknesses. The results of the analysis and the method of numerical calculation of the stress-strain state of the considered model can be used for further assessment of the resource and static strength of the structure of the aircraft landing gear compartment.

Key words: stress-strain state, stand landing gear, fuselage, radial transition, finite elements, stiffeners, critical loads.

References

1. Zenkevich, O. (1975). Metod konechnykh elementov v tehnikе [Finite element method in engineering]. Moscow, Russia: World, 542.
2. Boyko, A. P., Manulin, Yu. O., Strela, M. S. (2016). Analiz napruzhenno-deformovanogo stanu osnovnogo stoyaka shasi litakiv tipu Su-27 pri viznachenni mozhливosti podalshoyi ekspluatatsiyi za mezhami pryznacheni h pokaznikiv [Analysis of the stress-strain state of the main riser of the landing gear of Su-27 aircraft in determining the possibility of further operation beyond the specified parameters]. DNDIA, 12(19), 160–165.
3. Trubachev, S. I., Alekseychuk, O. N. (2014) The calculation of the stress-strain state of the front landing gear transport aircraft/ Information systems, mechanics and care: Mechanics, 11, 88–91.
4. Tsybaneva, G. V., Ageev, M. A., Titenkov, R. V. (2008). Analiz osobennostey nagruzheniya elementov oporyi shassi samoleta s tselyu ih ucheta pri otsenke nesuschey sposobnosti konstruktсии [Analysis of the loading features of the elements of the aircraft landing gear support in order to take them into account when assessing the bearing capacity of the structure]. Strength of materials, 4, 87–94.
5. Malashenko, L. A., Ryabkov, V. I., Kobylyansky, A. A. a.o., ed (1987). Proektirovanie detaley, uzlov i agregatov samoleta [Design of parts, components and

assemblies of the aircraft]. Kharkiv: Kharkiv Aviation Institute, 102.

6. Evseev, L.A., ed (1985). Raschet na prochnost kryila bolshogo udlineniya [Calculation of the strength of the high aspect ratio wing]. Kharkiv: Kharkiv Aviation Institute, 106.

7. Tymoshenko, S. P., Voinovsky-Krieger, S. (1996). Plastiny i obolochki [Plates and shells]. Moscow, Russia: Science, 636.

8. Strigius, V. E. (2012). Metody rascheta ustalostnoy dolgovechnosti elementov aviakonstruktsiy [Methods for calculating the fatigue life of aircraft structural elements]. Moscow, Russia: Mechanical Engineering, 272.

9. Masaliga, D. V., Homa, R. I. (2013). OtsInka napruzhenno-deformovanogo stanu elementiv konstruktsiyi shasi litaka z vrahuvannyam mizhelementnih zv'yazkiv [Estimation of the stress-strain state of airplane landing gear structural elements with consideration of inter-element connections]. Information systems, mechanics and care: scientific and technical collection, v. 9, 52–61.

10. Taylor, J. (1971). Nagruzki, deystvuyuschie na

samolet [Aircraft loads]. Moscow, Russia: Mechanical Engineering, 341.

11. Gudkov, A.I., Leshakov, P.S. (1968). Vneshnie nagruzki i prochnost letatelnykh apparatov [External loads and aircraft strength]. Moscow, Russia: Mechanical Engineering, 470.

12. Gladkyj V. F. (1975). Prochnost, vibratsiya i nadezhnost konstruktsii letatel'nogo apparata [Strength, vibration and reliability of the aircraft structure]. Moscow, Russia: Science, 456.

13. Yakhno, B.O., Gladsky, M.N. ed (2015). MSC Patran v inzhenernykh zadachah [MSC Patran in engineering tasks]. – Kyiv : Kyiv Polytechnic Institute, 128.

14. Rudakov, K.M. ed (2007). Chiselni metodi analizu v dinamitsi ta mitsnosti konstruktsiy [Numerical methods of analysis in the dynamics and strength of structures]. – Kyiv : Kyiv Polytechnic Institute, 379.

15. Rusinski, E. (2000) Udoskonaleniy metod kintsevykh elementiv u nesuchih konstruktsiyah [An improved method of end elements in load-bearing structures]. Poland. Wroclaw: Oficyna Wydawnicza Politechniki Wroclawskiej, 444.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION

УДК 621.43.038

- Євсєєва Н. О. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри двигунів внутрішнього згорання Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: korskovanat@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-4782-829X
- Борзій В. В. магістр, слюсар з ремонту шляхових машин і механізмів Управління залізничного транспорту ПАТ «Запоріжсталь», м. Запоріжжя, Україна
- Сухонос Р. Ф. магістр, старший викладач кафедри двигунів внутрішнього згорання Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: romevs@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-9683-3389
- Беженов С. О. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри двигунів внутрішнього згорання Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: bezhenov@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-7329-356X

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СОПЛОВИХ ОТВОРІВ РОЗПИЛЮВАЧА ФОРСУНКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИЗЕЛЬНОГО ДВИГУНА У2Д6

Вступ

Особливістю дизельного двигуна є висока залежність його техніко-економічних показників від якості роботи і параметрів паливної системи. В дизелі паливо впорскується під високим тиском (понад 20 МПа) через невеликі отвори (сопла) розпилювача форсунки, безпосередньо в камеру згорання, в попередньо стиснуте та підігрите повітря. При стисненні частинки палива спалахують і згорають. Робоче тіло в камері згорання може сягати тиску 8...21 МПа і температури до 2500 К. Значною мірою, якість робочого процесу дизеля залежить від того, як і коли подається паливо, як воно розпилене і яким чином розподілене за об'ємом камери згорання [1–5].

Паливна система дизеля складається з наступних основних елементів: паливний бак; насос; нагнітальний трубопровід; форсунки. До форсунок висуваються жорсткі вимоги, які в деякій мірі суперечать один одному [4]:

- забезпечення високого ступеня дроблення палива на краплі, оскільки чим менший діаметр крапель, тим більша їх загальна поверхня, швидше нагрівання та згорання, але менша довжина факела палива;
- забезпечення далекобійності (до протилежного краю камери згорання, тому краплі не повинні бути дуже дрібними – середній розмір їх 30...50 мкм);
- забезпечення розподілу палива по всьому об'єму камери згорання;
- швидкий початок упорскування та швидке припинення процесу.

Результати досліджень щодо впливу конструкції розпилювачів форсунок на якість розпилювання і ефективні показники дизеля, мають переважно емпіричний характер.

Аналіз досліджень та публікацій

Підвищення довговічності та надійності дизелів у значній мірі залежить від досконалості конструкції та технічного стану їхньої паливної системи. На техніко-економічні показники дизельного двигуна з традиційною системою упорскування палива істотно впливає форсунка та її основний функціональний елемент – розпилювач. Розпилювач формує характеристику паливоподачі з урахуванням власних параметрів технічного стану. Робота форсунки відповідає за ресурс двигуна та параметри робочого процесу. У разі невідповідності параметрів розпилювачів вимогам не забезпечується оптимальне сумішоутворення та повне згорання палива, що призводить до зниження потужності двигуна зі зростанням питомої витрати палива.

З аналізу наукової літератури [1, 4, 6–9] визначено основні характеристики форсунки для дизельного двигуна:

- діаметр соплових отворів d_c , мм;
- кількість соплових отворів i_c ;
- ефективний прохідний переріз μ_f (для транспортних дизелів $D < 150$ мм значення $\mu_f = 0,1 \dots 0,5$, для дизелів великої потужності ця величина може сягати $\mu_f = 1,0$);
- кут розпилювання (найчастіше $130 \dots 160^\circ$);

- діаметр голки форсунки та висота її підйому, мм.

На основі інформації з джерел [10–12] визначено значення характеристики розпилювачів форсунок (кількість отворів i_c та їх діаметр d_c) для транспортних та промислових дизелів різних типорозмірів. Кількість отворів більше восьми та діаметр отворів більше $d_c = 0,4$ мм притаманна дизелям великої потужності з діаметром циліндра $D = 150 \dots 430$ мм. Менші значення діаметру сопла ($d_c \leq 0,2$ мм) притаманні розпилювачам форсунок транспортних дизелів з діаметром циліндра $D < 100$ мм.

Розпилювання палива, тобто дроблення струменя на дрібні краплі, сильно підвищує площу контактної поверхні палива з повітрям, що пришвидшує процеси тепло- і масообміну між нагрітим повітрям і рідиною (паливом). Зменшення розмірів крапель забезпечує їх нагрівання і випаровування за короткий час [1]. Форма камери згорання і метод використаного сумішоутворення задають різні вимоги до розпилювання палива і формування факелу. При об'ємному сумішоутворенні необхідне дрібне розпилювання палива і достатньо велика глибина проникнення факелу в об'єм камери з мінімальним потраплянням крапель на стінки. Плівкове сумішоутворення не потребує дроблення основної маси струменя на дрібні краплі, але для створення тонкої плівки необхідно забезпечити впорскування палива із соплового отвору з достатньо високими швидкостями.

Для камер, розташованих у поршні, коли паливо частково потрапляє на стінку, в кожному конкретному випадку в залежності від кількості соплових отворів, відстані від стінки, напрямку і швидкості руху газового заряду, змінюються вимоги до розміру крапель і розвитку факелу. На часткових подачах в ряді таких камер здійснюється об'ємне сумішоутворення.

Вимоги до розміру крапель палива змінюються також по мірі впорскування палива в камеру згорання протягом одного впорскування. Особливо небажано в даному випадку утворення крупних крапель в кінці впорскування. Також на початку впорскування бажано отримати дрібні краплі для ініціації їх швидкого запалювання.

При виході струменя палива в стиснуте повітря відбувається його руйнування, характер якого залежить від конструкції сопла. При витіканні струменя з високою швидкістю, його розпад починається безпосередньо біля сопла. При цьому спочатку утворюються «нитки», «плівки» і крупні краплі, які під дією сил поверхневого натягу і аеродинамічного опору розпадаються на більш дрібні краплі. Такий розпад струменя називають розпилюванням [1]. Проте на практиці частіше користуються величиною середнього діаметра крапель палива.

Відомі моделі для розрахунку параметрів паливоподачі та згорання в дизелях, зокрема, професора Н. Ф. Разлейцева (СРСР) [13], РК-модель професора А. С. Кулешова (Росія) [7], професора Н. Hiroyasu (Японія) [14] дозволяють досить точно розрахувати перебіг робочого процесу в ДВЗ, проте, як було сказано раніше, мають універсальний характер. Безпосередньо питання впливу кількості та діаметру соплових отворів розпилювача на техніко-економічні показники дизельного двигуна в науковій літературі досліджено недостатньо.

Мета роботи

Метою даної роботи є дослідження впливу характеристик розпилювача форсунки на ефективні показники дизеля для локомотива.

Для досягнення мети вирішено ряд завдань:

- визначено параметри форсунок, що впливають на якість впорскування та розпилення палива в дизельних двигунах різних типів;
- виконано тепловий розрахунок двигуна У2Д6-250 на номінальному режимі з використанням комп'ютерної програми Engine Calculation;
- розраховано вплив кількості та діаметра отворів розпилювачів форсунок на показники робочого циклу дизеля: середній діаметр крапель $d_{кр.ср}$; максимальний тиск перед соплами розпилювача $p_{впр\ max}$; тривалість паливоподачі $\varphi_{впр}$; тривалість згорання $\varphi_{згор}$;
- виконано розрахунок впливу кількості та діаметра отворів розпилювачів форсунок на техніко-економічні показники двигуна У2Д6-250 на номінальному режимі.

Матеріал і методика досліджень

Для дослідження впливу характеристик розпилювача форсунки на ефективні показники дизельного двигуна У2Д6-250 використовуємо теоретичні та практичні методики.

Для визначення зміни стану робочого тіла в циліндрі під час процесів стиснення та розширення використовуємо фізико-математичну модель (ФММ) розрахунку термодинамічного циклу ДВЗ другого рівня, розроблену професором Я. О. Єгоровим [15].

При виконанні роботи використовувалось наступне обладнання:

- двигун У2Д6-250;
- комплект розпилювачів СБ.517.01.2 (8x0,3x140) (рис. 1а);
- комплект розпилювачів СБ.517.01.1 (7x0,25x140) (рис. 1б);
- комплект форсунок 1Д12В (рис. 1в).

Двигуни серії Д6 – 6-циліндрові швидкохідні дизелі з безпосереднім впорскуванням палива, які використовуються для приводу генераторів, компресорів, насосів, залізничної техніки, екскаваторів, судах. В якості об'єкта

дослідження обрано систему живлення дизельного двигуна У2Д6-250, який встановлюється на локомотив МПТ-4 (рис. 2).

МПТ-4 – мотовоз навантажувально-транспортний – двовісний локомотив з двигуном внутрішнього згоряння. На передній консолі розташована несуча кабіна з вантажопідйомним краном консольного типу.

На дизелях У2Д6-250 використовуються розпилювачі $8 \times 0,3 \times 140$ або $7 \times 0,25 \times 140$, що зумовлено організаційною та економічною необхідністю підприємства.

Розглянута ФММ практично реалізована у вигляді комп'ютерних програм DVS2 та Engine Calculation [5]. В обох розрахунок циклу двигуна виконується аналогічним чином, але у останньої більший зручний інтерфейс, тому обираємо для роботи саме її.

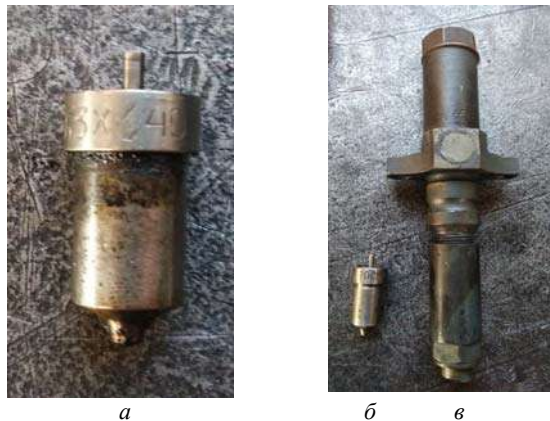


Рисунок 1. Розпилювач СБ.517.01.2 $8 \times 0,3 \times 140$ (а), розпилювач СБ.517.01.1 $7 \times 0,25 \times 140$ (б), форсунка 1Д12В (в)



Рисунок 2. Машина МПТ-4 на ремонті і обслуговуванні в цеху поточного підтримання і ремонту шляху УЗДТ ПАТ «Запоріжсталь»

За результатами обчислень в програмі Engine Calculation отримано протокол результатів. До протоколу включено значення параметрів робочого тіла (тиск p , температура T , об'єм V) при кутах повороту кривошипа колінчатого валу від $\varphi = 180^\circ$ ПКВ до $\varphi = 540^\circ$ ПКВ – процеси стиснення та розширення у 4-тактному ДВЗ. У кінці протоколу наведені основні циклові і питомі показники: індикаторна циклова робота L_i , середній індикаторний тиск p_i , індикаторний ККД η_i , індикаторна питома витрата палива g_i .

Для дослідження впливу характеристик (кількості та діаметра отворів) розпилювача форсунки на ефективні показники дизельного двигуна У2Д6-250 використовуємо комп'ютерну програму ДИЗЕЛЬ-РК.

Програма ДИЗЕЛЬ-РК належить до класу термодинамічних програм, циліндри двигуна розглядаються в ній як відкриті термодинамічні системи [7]. Програма ДИЗЕЛЬ-РК дозволяє моделювати робочий процес будь-якого поршневого двигуна внутрішнього згоряння. Використані математичні моделі дозволяють проводити розрахунки з високою точністю на всіх режимах роботи. В програмі реалізована РК-модель: модель сумішоутворення і згорання в двигуні яка дозволяє розраховувати швидкість тепловиділення з урахуванням [7]:

- форми камери згорання;
- інтенсивності вихору;

- кількості, діаметра і спрямованості соплових отворів;
- форми характеристики впорскування, включаючи багатофазне (багаторазове) впорскування і РССІ;
- взаємодії струменів зі стінками і між собою;
- біопалива і сумішей біопалива з дизельним паливом в різних пропорціях;
- системи рециркуляції відпрацьованих газів.

На рисунках 3–5 показано, що для проекту У2Д6 задано: кількість форсунок в камері згорання – 1; діаметр соплових отворів розпилювача; коефіцієнт витрати сопел 0,7; кількість соплових отворів розпилювача; зміщення розпилювача відносно осі камери згорання – немає; виступ розпилювача відносно осі камери згорання – 1 мм.

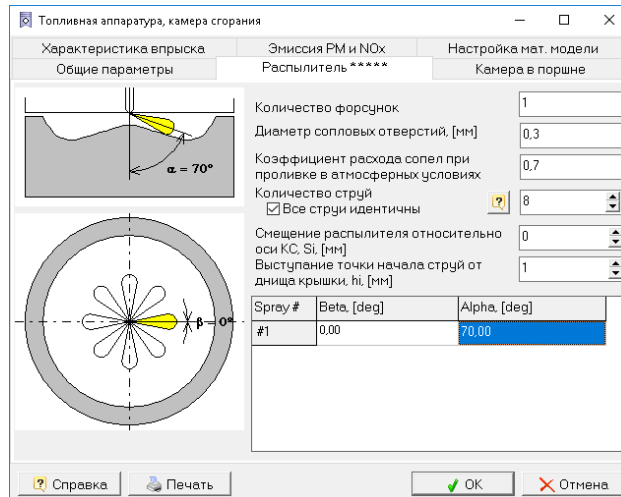


Рисунок 3. Параметры розпилювача форсунки У2Д6 в програмі ДИЗЕЛЬ-РК

Варіативними факторами для розрахунку в програмі ДИЗЕЛЬ-РК приймаємо:

- діаметр соплових отворів розпилювача – 0,25 мм; 0,275 мм; 0,3 мм; 0,325 мм; 0,35 мм;
- кількість соплових отворів розпилювача – 6; 7; 8; 9.

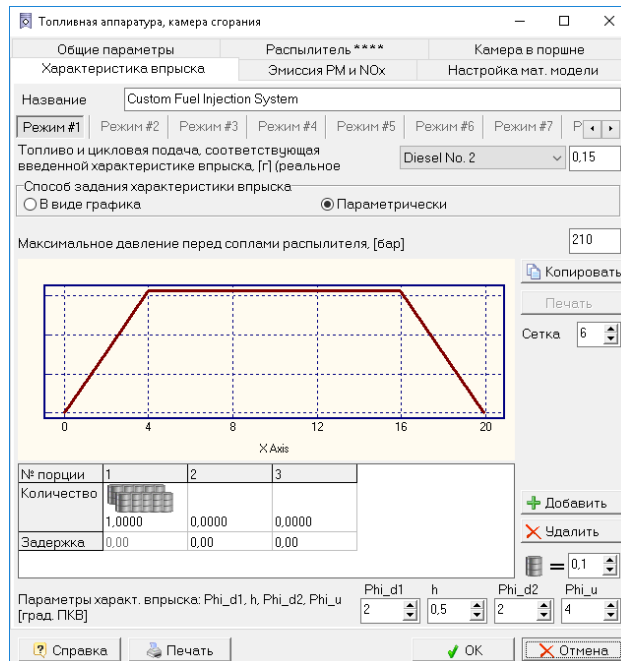


Рисунок 4. Характеристика впрыску дизеля У2Д6 в програмі ДИЗЕЛЬ-РК

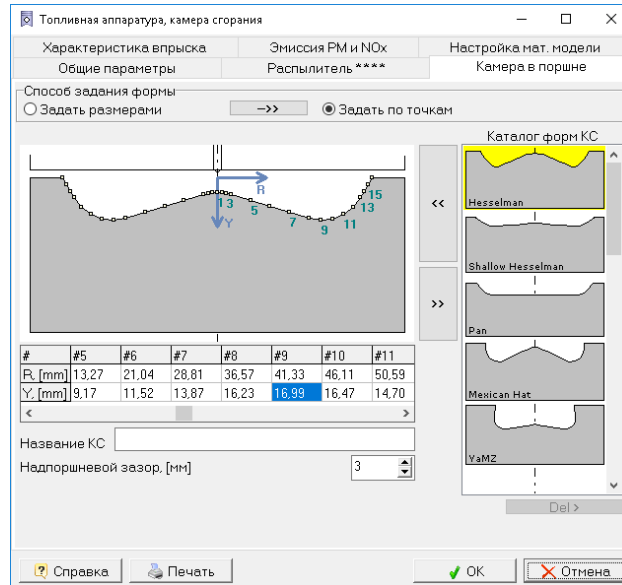


Рисунок 5. Параметры камеры згорання в поршні дизеля У2Д6 в програмі ДИЗЕЛЬ-РК кут розпилювання $140/2 = 70^\circ$; характеристику впорскування; тип камери згорання; тиск у форсунці 21 МПа

Розрахунки роботи дизеля У2Д6 в програмах Engine Calculation і ДИЗЕЛЬ-РК виконуємо на номінальному режимі, оскільки дизель встановлено на локомотив і велику частину часу двигун експлуатується при навантаженні, близькому до максимального.

Теоретичні результати роботи апробовано в цеху поточного підтримання і ремонту шляху Управління залізничного транспорту ПАТ «Запоріжсталь». Двигун У2Д6-250 локомотива МПТ-4 експлуатувався із розпилювачами форсунок 8x0,3x140 та 7x0,25x140.

Результати досліджень

Для визначення впливу характеристик розпилювача форсунки на робочий процес і техніко-економічні показники дизеля У2Д6-250 в програмному комплексі «ДИЗЕЛЬ-РК» проведено тепловий розрахунок двигуна на номінальному режимі (частота обертання $n = 1500 \text{ хв}^{-1}$).

Варіативними факторами для розрахунку в програмі ДИЗЕЛЬ-РК прийнято: діаметр соплових отворів розпилювача – 0,25 мм; 0,275 мм; 0,3 мм; 0,325 мм; 0,35 мм; кількість соплових отворів розпилювача – 6; 7; 8; 9.

З табл. 1 видно, що зі збільшенням діаметра отворів d_c розпилювача форсунки на 0,025 мм середній діаметр крапель розпиленого палива $d_{кр,ср}$ збільшується на 7,7...10,3 %. При збільшенні кількості отворів i_c на 1 середній діаметр крапель $d_{кр,ср}$ зростає на 1,1...3,1 %.

Зменшення розмірів крапель сприяє швидкому нагріванню та випаровуванню палива, проте зменшується маса крапель. Легші краплі гірше розповсюджуються по камері згорання, що небажано для ДВЗ із великим діаметром циліндрів.

Таблиця 1 – Вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на середній діаметр крапель $d_{кр,ср}$, МКМ

d_c , мм	i_c			
	6	7	8	9
0,35	38,86	40,06	41,29	42,48
0,325	36,08	37,14	38,21	39,00
0,30	33,24	34,06	35,02	35,92
0,275	30,65	31,30	32,04	32,72
0,25	28,37	28,70	29,18	29,65

З табл. 2 видно, що зі збільшенням діаметра отворів d_c розпилювача форсунки на 0,025 мм максимальний тиск перед соплами розпилювача $p_{впр, \max}$ зменшується на 1,7...7,8 %. При збільшенні кількості отворів i_c на 1 тиск $p_{впр, \max}$ зменшується на 0,4...5,2 %. Зменшення тиску дизельного палива перед соплами призводить до укрупнення крапель палива на виході із сопла.

Таблиця 2 – Вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на максимальний тиск перед соплами розпилювача $p_{впр\ max}$, бар

d_c , мм	i_c			
	6	7	8	9
0,35	188,86	182,13	178,99	175,84
0,325	199,08	188,76	182,09	178,98
0,30	211,01	201,61	192,26	183,96
0,275	218,77	212,66	205,52	196,13
0,25	217,11	220,07	219,15	212,74

З табл. 3 видно, що зі збільшенням діаметра отворів d_c розпилювача форсунки на 0,025 мм тривалість паливоподачі $\varphi_{впр}$ скорочується на 2,5...8,1 ° ПКВ (на 10,3...15,4 %). При збільшенні кількості отворів i_c на 1 тривалість паливоподачі $\varphi_{впр}$ зменшується 1,9...6,6 ° ПКВ (8,2...12,7 %).

Таблиця 3 – Вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на тривалість паливоподачі $\varphi_{впр}$, ° ПКВ

d_c , мм	i_c			
	6	7	8	9
0,35	29,451	26,097	23,520	21,583
0,325	33,442	29,409	26,514	24,051
0,30	38,152	33,314	30,065	27,392
0,275	44,189	38,685	34,641	31,398
0,25	52,258	45,621	40,691	36,653

З таблиці 4 видно, що зі збільшенням діаметра отворів d_c розпилювача форсунки на 0,025 мм тривалість згорання $\varphi_{згор}$ має різний характер:

- при $d_c = 0,25...0,3$ мм – тривалість згорання $\varphi_{згор}$ скорочується в середньому на 5,1 ° ПКВ (3,5 %);
- при $d_c = 0,3...0,35$ мм – тривалість згорання $\varphi_{згор}$ зростає в середньому на 7,3 ° ПКВ (5,4 %).

При збільшенні кількості отворів i_c на 1 тривалість згорання $\varphi_{згор}$ зменшується в середньому на 8,5 ° ПКВ (5,9 %).

Таблиця 4 – Вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на тривалість згорання $\varphi_{згор}$, ° ПКВ

d_c , мм	i_c			
	6	7	8	9
0,35	154,6	159,2	148,4	129,0
0,325	145,2	140,0	140,4	129,4
0,30	146,6	134,8	126,4	125,0
0,275	152,8	140,4	129,6	120,8
0,25	161,2	146,2	137,8	128,2

Виходячи з даних табл. 1–4 можна зробити висновок, що найкращі показники робочого процесу мають місце при $d_c = 0,3...0,35$ мм і при збільшенні кількості отворів форсунки до 8...9.

З розрахунку двигуна У2Д6-250 в комп'ютерній програмі ДИЗЕЛЬ-РК визначено вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на ефективні показники двигуна на номінальному режимі роботи:

- середній ефективний тиск p_e ;
- ефективна потужність двигуна N_e ;
- ефективна питома витрата палива g_e ;
- ефективний ККД η_e .

Також визначаємо вплив d_c та кількості i_c на наступні величини, які мають практичне значення для використання результатів дослідження:

- годинна витрата палива G_m ;
- максимальний тиск циклу p_{max} ;
- максимальна температура циклу T_{max} .

З табл. 5 видно, що зі збільшенням діаметра отворів d_c розпилювача форсунки на 0,025 мм зміна ефективну потужність двигуна N_e має неоднозначний характер:

- при $d_c = 0,25...0,3$ мм – N_e збільшується в середньому на 1,2 %;
- при $d_c = 0,3...0,35$ мм – N_e зменшується в середньому на 0,4 %.

При збільшенні кількості отворів i_c на 1 величина N_e зростає в середньому на 1,1 %.

Таблиця 5 – Вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на ефективну потужність двигуна N_e , кВт

d_c , мм	i_c			
	6	7	8	9
0,35	184,46	183,62	186,39	189,50
0,325	185,41	186,87	187,07	189,34
0,3	184,28	187,07	188,85	189,42
0,275	181,62	184,96	187,39	189,13
0,25	178,00	182,47	184,92	187,13

З табл. 6 видно, що зі збільшенням діаметра отворів d_c розпилювача форсунки на 0,025 мм зміна ефективного ККД η_e має різний характер:

- при $d_c = 0,25 \dots 0,3$ мм – η_e збільшується в середньому на 1,2 %;
- при $d_c = 0,3 \dots 0,35$ мм – η_e зменшується в середньому на 0,4 %.

При збільшенні кількості отворів i_c на 1 величина η_e збільшується в середньому на 1,2 %.

Таблиця 6 – Вплив діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки на ефективний ККД η_e двигуна

d_c , мм	i_c			
	6	7	8	9
0,35	0,3311	0,3297	0,3350	0,3415
0,325	0,3332	0,3361	0,3364	0,3408
0,3	0,3308	0,3364	0,3399	0,3409
0,275	0,3259	0,3323	0,3371	0,3404
0,25	0,3191	0,3276	0,3323	0,3365

Виходячи з аналізу отриманих даних, можна зробити висновок, що найкращі показники робочого процесу (середній діаметр крапель $d_{кр.ср}$; максимальний тиск перед соплами розпилювача $p_{впр\ max}$; тривалість паливоподачі $\varphi_{впр}$; тривалість згорання $\varphi_{згор}$) мають місце при $d_c = 0,3 \dots 0,35$ мм і при збільшенні кількості отворів форсунки до $i_c = 9$. Проте покращення показників розпилювача форсунки з 9 отворами у порівнянні з розпилювачем з 8 отворами вкрай незначне, а вартість такого розпилювача буде більшою. До того ж, максимальна температура циклу збільшується на 23 К. Тому оптимальним визначаємо розпилювач $8 \times 0,3 \times 140$.

Теоретичні результати роботи апробовано в цеху поточного підтримання і ремонту шляху Управління залізничного транспорту ПАТ «Запоріжсталь». На двигуні У2Д6-250 локомотива МПТ-4 виконано заміну розпилювачів форсунок $7 \times 0,25 \times 140$ на розпилювачі $8 \times 0,3 \times 140$.

Висновки

З аналізу наукових та технічних літературних джерел визначено параметри розпилювачів форсунок дизельних ДВЗ, що найбільше впливають на кількість та якість розпилювання палива: кількість отворів та їх діаметр.

В якості об'єкта дослідження обрано дизельний двигун У2Д6-250, розглянуто його характеристики та особливості конструкції. Розкрито основні положення дослідницьких методик – теплового розрахунку за ФММ другого рівня та програми ДИЗЕЛЬ-РК; проведено відповідні розрахунки.

Проведено дослідження впливу діаметра d_c та кількості i_c отворів розпилювача форсунки дизеля У2Д6-250 на показники робочого процесу: середній діаметр крапель $d_{кр.ср}$; максимальний тиск перед соплами розпилювача $p_{впр\ max}$; тривалість паливоподачі $\varphi_{впр}$; тривалість згорання $\varphi_{згор}$. Виходячи з аналізу отриманих даних, можна зробити висновок, що найкращі показники робочого процесу мають місце при $d_c = 0,3 \dots 0,35$ мм і при збільшенні кількості отворів форсунки до $i_c = 8 \dots 9$. З техніко-економічних причин оптимальним визначаємо розпилювач $8 \times 0,3 \times 140$.

Виходячи із практичного завдання дослідження – перевірки доцільності заміни розпилювача $7 \times 0,25 \times 140$ на розпилювач $8 \times 0,3 \times 140$ – встановлено наступні зміни енергетичних показників двигуна:

- збільшення ефективної потужності двигуна (і середнього ефективного тиску) на 3,38 %;
- зменшення питомої ефективної витрати палива (збільшення ефективного ККД) на 3,6 %;
- зменшення годинної витрати палива на 0,23 %.

Технічний ефект заміни розпилювачів форсунок $7 \times 0,25 \times 140$ на розпилювачі $8 \times 0,3 \times 140$ на дизельному двигуні У2Д6-250 локомотиву МПТ-4 підтверджено апробацією в Цеху поточного підтримання і ремонту шляху Управління залізничного транспорту ПАТ «Запоріжсталь». Результати роботи рекомендовані до впровадження на ПАТ «Запоріжсталь».

Список літератури

1. Астахов, И. В. Подача и распыливание топлива в дизелях [Текст] / И. В. Астахов, В. И. Трусов, А. С. Хачиян и др. – М. : Машиностроение, 1972. – 359 с.
2. Технология Common Rail [Электронный ресурс] // Режим доступа: https://www.common-rail.ru/tech/tech_01.php
3. Євсєєва, Н. О. Дослідження систем паливоподачі дизельних ДВЗ [Електронний ресурс] / Н. О. Євсєєва, В. В. Борзій // Тиждень науки-2022 : щоріч. наук.-практ. конф., 18–22 квітня 2022 р. : тези доп. / Редкол.: В.В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2022. – С. 139–141.
4. Богатырев, А. В. Автомобили [Текст] / А. В. Богатырев, Ю. К. Есеновский-Лашков, М. Л. Насоновский, В. А. Чернышев. – М. : Колос-с, 2004. – 497 с.
5. Методичні вказівки до курсового проекту з дисципліни «Теорія ДВЗ» для студентів спеціальності 7(8).05050304 «Двигуни внутрішнього згорання» всіх форм навчання [Текст] / Укл. : Г. І. Слинко, Я. О. Єгоров. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. – 50 с.
6. Колчин, А. И. Расчет автомобильных и тракторных двигателей [Текст] : Учеб. пособие для вузов / А. И. Колчин, В. П. Демидов. – 4-е изд., стер. – М. : Высш. шк., 2008 – 496 с.
7. Кулешов, А. С. Развитие методов расчета и оптимизация рабочих процессов ДВС [Текст] : дисс. на соискание уч. степ. д-ра техн. наук по спец. 05.04.02 – тепловые двигатели / А. С. Кулешов. – МГТУ им. Баумана. – М., 2011. – 235 с.
8. Дьяченко, В. Г. Теория двигателей внутреннего сгорания [Текст] : Учебник для вузов / В. Г. Дьяченко. – Пер. с укр. – Х. : ХНАДУ, 2009. – 500 с.
9. Двигатели внутреннего сгорания: Теория поршневых и комбинированных двигателей [Текст] : учебник для вузов / Д. Н. Вырубов, Н. А. Иващенко, В. И. Ивин и др.; Под ред. А. С. Орлина и М. Г. Круглова. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1983. – 372 с.
10. Применяемость распылителей [Электронный ресурс] // Режим доступа: https://loskzapchast.com.ua/index.php?route=journal2/blog/post&journal_blog_post_id=6
11. Топливная аппаратура [Электронный ресурс] // Режим доступа: <http://korabel.narod.ru/katalog.html>
12. Розпилювач форсунок [Електронний ресурс] // Режим доступа: <https://chda.com.ua/uk/7-rozpilyuvach-forsunki>
13. Разлейцев, Н. Ф. Моделирование и оптимизации процесса сгорания в дизелях [Текст] / Н. Ф. Разлейцев. – Харьков : Вища школа, при Харьковском университете, 1980. – 169 с.
14. Hiroyasu, H. Development and Use of a Spray Combustion Modeling to Predict Diesel Engine Efficiency and Pollutant Emissions / Hiroyuki Hiroyasu, Toshikazu Kadota and Masataka Arai // Bull. JSME. – 1983. – P. 214–12. – Vol. 26. – N 214. – P. 576–583. doi: 10.1299/jsme1958.26.569
15. Егоров, Я. А. Физико-математическая модель рабочего цикла двигателя внутреннего сгорания автотракторного типа : Учебное пособие [Текст] / Я. А. Егоров. – К. : УМК ВО, 1991. – 56 с.

Одержано 24.05.2023

RESEARCH OF THE INFLUENCE OF THE NOZZLE HOLES OF INJECTOR ON THE CHARACTERISTICS OF THE U2D6 DIESEL ENGINE

- Yevsyeyeva N. Ph. D., Associate Professor of the Department of Internal Combustion Engines, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: korskovanat@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-4782-829X
- Borziy V. M. Sc., Mechanic of the Department of Railway Transport, PJSC “Zaporizhstal”, Zaporizhzhia, Ukraine
- Sukhonos R. M. Sc., Senior Lecturer of the Department of Internal Combustion Engines, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: romevs@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-9683-3389
- Bezhenov S. Ph. D., Associate Professor of the Department of Internal Combustion Engines, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: bezhenov@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-7329-356X

References

1. Astahov, I. V., Trusov, V. I., Hachiyan, A. S., et al. (1972). Podacha i raspylivanie topliva v dizelyah [Fuel supply and spraying in diesel engines]. Moscow, USSR: Mashinostroenie, 359.
2. Common rail technology. Available at : https://www.common-rail.ru/tech/tech_01.php
3. Yevsyeyeva, N. O., Borziy V. V. (2022). Doslidzhennya sistem palivopodachi dizel'nih DVZ [Research of fuel supply systems of diesel internal combustion engines]. Science week-2022 : Annual scientific and practical Conference. Zaporizhzhia (Ukraine), 139–141.
4. Bogatyrev, A. V., Esenovskij-Lashkov, Yu. K., Nasonovskij, M. L., Chernyshev, V. A. (2004). Avtomobili [Cars]. Moscow, Russia: KolosS, 497.
5. Slin'ko, G. I., Egorov, Ya. O. (2015) Metodichni vkazivki do kursovogo proektu z disciplini «Teoriya DVZ» dlya studentiv special'nosti 7(8).05050304 «Dviguni vnutrishn'ogo zgorannya» vsih form navchannya [Methodical guidelines for the course project on the discipline "Theory of Internal Combustion Engines" for students of the specialty 7(8).05050304 "Internal Combustion Engines" of all forms of education]. Zaporizhzhya, Ukraine: ZNTU, 50.
6. Kolchin, A. I., Demidov, V. P. ed. (2008). Raschet avtomobil'nyh i traktornyh dvigatelej [Calculation of automobile and tractor engines]. Moscow, Russia: Vysshaya shkola, 496.
7. Kuleshov, A. S. (2011). Razvitie metodov rascheta i optimizaciya rabochih processov DVS [Development of calculation methods and optimization of internal combustion engines processes]. Bauman Moscow State Technical University, Moscow, 235.
8. D'yachenko, V. G. (2009). Teoriya dvigatelej vnutrennego sgoraniya [Theory of internal combustion engines]. Kharkiv, Ukraine: KhNADU, 500.
9. Vyubov, D. N., Ivashchenko, N. A., Ivin, V. I. et al. (1983). Dvigateli vnutrennego sgoraniya: Teoriya porshnevnyh i kombinirovannyh dvigatelej [Internal combustion engines: Theory of reciprocating and combined engines]. Moscow, USSR: Mashinostroenie, 372.
10. Applicability of sprayers. Available at : https://loskzapchast.com.ua/index.php?route=journal2/blog/post&journal_blog_post_id=6
11. Fuel equipment. Available at : <http://korabel.narod.ru/katalog.html>
12. Injector nozzle. Available at : <https://chda.com.ua/uk/7-rozpilyuvach-forsunki>
13. Razlejcev, N. F. (1980). Modelirovanie i optimizacii processa sgoraniya v dizelyah [Modeling and optimization of the combustion process in diesel engines]. Vyshcha shkola, 169.
14. Hiroyasu, H., Kadota T., Arai M. (1983) Development and Use of a Spray Combustion Modeling to Predict Diesel Engine Efficiency and Pollutant Emissions. Bulletin of the JSME, 26 (214), 576–583. doi:10.1299/jsme1958.26.569
15. Egorov, Ya. A. (1991). Fiziko-matematicheskaya model' rabocheho cikla dvigatelya vnutrennego sgoraniya avtotraktornogo tipa: Uchebnoe posobie [Physical and mathematical model of the working cycle of an internal combustion engine of an autotractor type]. UMK VO, 56.

УДК 669.14:621.785

- Нестеров О. В. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри охорони праці і навколишнього середовища Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: voretsen1206@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-7637-7707
- Рубан В. Т. асистент кафедри охорони праці і навколишнього середовища Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: rubanopns@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-2339-1035
- Кузьменко В. Г. старший викладач кафедри іноземних мов Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: ORCID: 0000-0003-1623-818X*

ВПРОВАДЖЕННЯ СУЧАСНИХ ТЕХНОЛОГІЙ АЗОТУВАННЯ З МЕТОЮ ПОЛІПШЕННЯ УМОВ ПРАЦІ ТА ПІДВИЩЕННЯ ЕКОЛОГІЧНОСТІ ПРОЦЕСІВ

Вступ

Процеси хіміко-термічної обробки (ХТО) є невід'ємною складовою технологічних процесів виготовлення деталей та вузлів, де формуються кінцеві функціональні якості відповідальних виробів. При усіх видах ХТО для отримання газового середовища використовуються небезпечні хімічні речовини для формування дифузійних поверхневих шарів різного функціонального призначення. Тому умови праці в робочих зонах при ХТО відносять до робіт з підвищеною небезпекою, а самі процеси є найбільш трудомісткими та екологічно небезпечними.

Найбільш технологічно складним видом ХТО є азотування. Традиційно на підприємствах для отримання азотованих шарів широко використовують газове пічне азотування. Азотуванню підлягають леговані сталі, які містять у своєму складі хром, алюміній, ванадій, молібден та інші елементи. Класичною маркою такої сталі є 38Х2МЮА.

Виходячи з класичних уявлень механізму отримання дифузійних азотованих шарів у сплавах заліза з азотом утворюються такі фази: твердий розчин азота в α - залізі (α - фаза); γ' - фаза – твердий розчин на основі нітриду заліза Fe_4N (5,7–6,1 % N); ϵ - фаза – твердий розчин на базі нітриду заліза $Fe_{23}N$ (8–11,2 % N) [1].

Азотування використовується для підвищення твердості поверхні виробів, підвищення її корозійної стійкості та зносостійкості.

Газове пічне азотування має низку суттєвих недоліків, а саме, довготривалість процесу, підвищена деформація оброблюваних деталей, складність управління процесом, а звідси складність отримання дифузійних шарів заданого складу.

Результати досліджень

Технологічний процес пічного азотування складається з низки підготовчих та основних операцій, виконання яких пов'язано з наявністю достатньо критичних небезпечних та шкідливих факторів. Так, при підготовці робочої атмосфери використовується зріджений аміак (аміак – бінарна неорганічна сполука NH_3 , ПДК 20 мг/м³, 4-й клас безпеки) [2]. У разі використання зрідженого аміаку в балонах, при їх зберіганні, переміщенні та експлуатації, можливі такі основні критичні небезпечні ситуації: у разі непередбаченого витоку аміаку можлива масштабна аварійна ситуація хімічного походження, що може призвести до гострого хімічного отруєння, хімічних опіків органів зору та дихання, а також можливих летальних наслідків; наявність надмірних залишків не дисоційованого аміаку при проведенні процесу азотування забруднює робочу зону та навколишнє середовище.

Заходами безпеки передбачено транспортування балонів тільки в горизонтальному положенні, а самі балони не мають підп'ятників. Балони повинні зберігати в рампах з надійним кріпленням, а переміщення виконується тільки на спеціальних візках теж з надійним кріпленням. Розташування балонів має бути в окремому приміщенні на відстані не менш 5 м від будь-якого технологічного обладнання, а на зовнішній стіні має бути напис «ВОГНЕНЕБЕЗПЕЧНО!». При зберіганні та транспортуванні балонів з аміаком обов'язковим є наявність захисних ковпаків на штудерах. Використовують спеціальні аміачні редуктори, виготовлені зі сталі, використання редукторів, виготовлених із кольорових сплавів не припустимо. Редуктори повинні бути оснащені манометрами. Манометри встановлюються таким чином, щоб їх показники було чітко видно, а на шкалі манометрів має бути нанесена червона лінія, яка зазначає робочий тиск. Над аміачною рампою повинна бути місцева штучна вентиляція. Усі роботи по встановленню, підключенню, заміні балонів виконуються з використанням індивідуальних засобів захисту, а саме ізолюючих протигазів типу ПП46М з коробкою КД-8. Для перетворення зрідженого аміаку в газоподібний стан передбачено омив балонів теплою водою (40 °C) через спеціальний спреєр, розташований на горловині балону.

У разі непередбаченого витоку аміаку під час експлуатації використовують високу спроможність аміаку розчинюватись у водному середовищі (700 об'ємів при 0°C і 1200 об'ємів – при 20 °C за хімічною реакцією

$\text{NH}_3 + \text{H}_2\text{O} \leftrightarrow \text{NH}_4 + \text{OH}$), для чого передбачається розташування балонів над басейном з водою, і, таким чином, з'являється можливість у разі необхідності дистанційно занурити аварійний балон під воду.

Схема будь-якого виду ХТО передбачає процеси дисоціації, адсорбції та дифузії. Технологічною схемою пічного азотування передбачено виконання процесу дисоціації в дисоціаторах, які є допоміжним обладнанням, за механізмом $\text{NH}_3 \rightarrow \text{N} + 3\text{H}$. Конструктивно дисоціатор є муфельною шахтною піччю опору зі спеціальними пристроями для спалювання збагачених воднем вихідних газів та поглинення не дисоційованого аміаку, а азот спрямовується в робочий простір печі для азотування. Для підвищення ефективності дисоціації в муфелі розміщують каталізатор у вигляді чавунних елементів. Дисоціатор працює у проточному режимі при робочій температурі у муфелі 600–800°C.

Якість підготовленої робочої атмосфери та вміст не дисоційованого аміаку має бути контрольованим за допомогою дисоціометра, принцип роботи якого оснований на здатності аміаку розчинятися у воді.

Після дисоціації атомарний азот подається в робочий простір печі для азотування, де встановлений муфель з піщаним затвором. Тривалість процесу складає 50–70 годин в залежності від глибини дифузійного шару при температурах 540–560°C при максимальній глибині шару 0,8 мм.

Для контролю вмісту сполук азоту та наявності не дисоційованого аміаку в атмосфері робочої зони використовують газоаналізатори різних конструкцій, наприклад, принцип дії яких оснований на визначенні точки роси або за кисневим датчиком. В умовах реального виробництва на дільниці хіміко-термічної обробки АТ «МОТОР СІЧ» показник точки роси складає від -10 до -14 °C, що відповідає 4% забруднюючих речовин.

Сучасні технології хіміко-термічної обробки передбачають відокремлення зон, де безпосередньо відбувається виробничий процес, з локалізацією негативного впливу шкідливих та небезпечних виробничих факторів в робочому просторі, підтримуючи припустимі значення шкідливостей у зонах обслуговування.

Суть іонно-плазмового азотування полягає в тому, що в розрідженому азотовмісному газовому середовищі між катодом, на якому розташовуються оброблювані деталі, і анодом, в якості якого служать стінки вакуумної камери, збуджується аномальний тліючий розряд, що утворює активне середовище (іони, атоми, збуджені молекули). Це забезпечує формування на поверхні виробу азотованого шару, який складається з зовнішньої – нітрідної зони і дифузійної зони, що розташовується під нею [3].

Програмно варіюючи склад насичувального газу, тиск, температуру і час витримки, можна отримувати шари заданої структури та фазового складу.

Переваги ППА проявляються й у значному скороченні основних витрат виробництва. Порівняно з газовим азотуванням у печах, ППА забезпечує:

- скорочення тривалості обробки в 2–5 разів, як за рахунок зниження часу нагріву та охолодження садки, так і за рахунок зменшення часу ізотермічної витримки;
- скорочення витрати робочих газів у 20–100 разів;
- скорочення витрати електроенергії 1,5–3 рази;
- зниження деформації настільки, щоб виключити фінішне шліфування;
- покращення санітарно-гігієнічних умов виробництва;
- повна відповідність технології всім сучасним вимогам щодо охорони навколишнього середовища.

Так, наприклад, за даними, наведеними у статті Соловйова С.М [4], токсичність процесу при газовому азотуванні порівняно з ППА перевищує в 10 разів.

Практичне застосування технологія іонно-плазмового азотування у тліючому розряді отримала на АТ «Мотор Січ» з використанням двокамерної інсталяції моделі ІОН-2012 фірми «ЭФТТОМ-ИОН» (Болгарія) при азотуванні деталей авіаційних двигунів як з конструкційних марок сталей (38ХМЮА, 03Х8СЮ), так і з високолегованих корозійностійких сталей (30Х2Н2ВФМА) для підвищення твердості поверхні та її зносостійкості. Основні технологічні характеристики установки такі: робочий газ – аміак, тиск аміаку – від 1 до 6 мбар при витратах 20 л/год, струм в імпульсі – від 0 до 60 А, напруга в імпульсі – від 0 до 800 В, частота імпульсів – 10 кГц, максимальна температура процесу – 600 °C.

Апробацію можливості отримання якісних азотованих шарів різного фазового складу та функціонального призначення виконували на зразках зі сталі 03Х8СЮ [5]. Температуру азотування та тиск аміаку варіювали в межах від 500 до 580 °C і від 3 до 5,5 мбар відповідно. Витримка зразків при іонному азотуванні складала від 3 до 6 год. Структури азотованих шарів різного складу представлені на рис. 1.

Аналіз отриманих результатів свідчить про те, що жаростійка феритна сталь, яка містить у своєму складі алюміній і кремній, здатна до азотування з можливістю отримання іонно-азотованих шарів різного функціонального призначення, а саме вона сприйнятлива до азотування у широкому спектрі технологічних параметрів: температура, тиск насичувального газу.

Металографічний аналіз азотованих шарів, які утворюються на поверхні зразків сталі, підтвердив, що будова цих шарів різна залежно від зміни технологічних параметрів процесу. Це корелюється з результатами раніше проведених досліджень стосовно перерозподілу атомів азоту між твердим розчином та нітрідними фазами, що утворюються в результаті реакційної дифузії [7]. Дифузійна зона при іонному азотуванні є гетерофазною, на базі високо азотистого α -твердого розчину з надлишковими виділеннями високодисперсних нітрідів легувальних елементів.

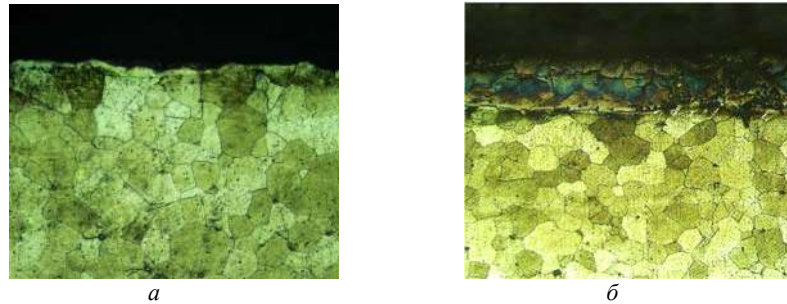


Рисунок 1. Азотований шар зразків сталі 03X8CЮ після різних режимів азотування [6]:

$a - t = 500^{\circ}\text{C}, \tau = 2 \text{ год}, P = 5,5 \text{ mbar}, 1034 \text{ HV}_{0,05}; b - t = 580^{\circ}\text{C}, \tau = 6 \text{ год}, P = 5,5 \text{ mbar}, 873,5 \text{ HV}_{0,05}, \times 200$

Чітко видно, що з підвищенням температури азотування від 500°C до 580°C , кількість прошарків, їх розміри та будова у сформованих шарах змінюється. Причому внутрішній шар має дендритну будову голчастого типу, а у зовнішньому шарі спостерігаються світлі ділянки, що можуть належати ϵ -фазі (для температури азотування 500°C , (рис. 1а) з утворенням тонких прошарків твердістю $\text{HV}_{0,05}$ понад 1000. При температурі процесу 580°C утворюється γ' -фаза (рис. 1б). Слід зазначити, що збільшення тиску плазми розширює розміри прошарку дифузійної γ' -фази зі зниженням твердості поверхні ($873,5 \text{ HV}_{0,05}$).

На підставі аналізу мікроструктур та твердості поверхні визначено оптимальні режими іонного азотування [8] ($T = 540^{\circ}\text{C}, \tau = 4 \text{ год}, P = 4 \text{ mbar}$) для отримання структур азотованих шарів, які найбільш придатні для вирішення поставленого завдання – підвищення корозійної стійкості та зносостійкості в умовах корозійно-агресивних середовищ. При цьому азотований шар при тиску насичувального газу 3 mbar має структуру γ' -фази з твердістю $908,5 \text{ HV}_{0,05}$, що є найбільш сприятливим для експлуатації виробів в корозійно-агресивних середовищах та динамічних навантаженнях. При збільшенні тиску насичувального газу до 8 mbar за умови збереження фазової гетерогенності ($\epsilon + \gamma'$ -фази) можливе підвищення твердості до $1300 \text{ HV}_{0,05}$, що підвищує зносостійкість в корозійному середовищі.

Проаналізовано склад дифузійної зони в поверхневому шарі після азотування. Для цього були розраховані параметри кристалічної ґратки α (Fe)- фази (табл. 1).

Таблиця 1 – Фазовий склад, значення параметрів ґратки α -фази зразків сталі 03X8CЮ за відповідним режимом азотування

№ режиму азотування	Режим азотування	Глибина азотованого шару, мкм	Фазовий склад	Параметр ґратки α -фази, нм
-	без азотування	-	α (Fe)	0,28682
№ 1	$540^{\circ}\text{C}, 4 \text{ год.}, 3 \text{ mbar},$	240–300	α (Fe); γ' (MeFe_4N)	0,28704
№ 2	$540^{\circ}\text{C}, 4 \text{ год.}, 8 \text{ mbar},$	110	α (Fe), ϵ, ξ (MeFe_3N); (MeFe_2N)	0,28708

Висновки

Проведені дослідження підтвердили можливість отримання якісних азотованих шарів різного складу та будови по технології іонного азотування. Підтверджена екологічна безпека процесу. По-перше, створення насичувального середовища не потребує допоміжного обладнання, аміак подається по герметичним системам безпосередньо в робочу камеру інсталяції від віддаленої рампи. По-друге при максимальних витратах аміаку 20 л/год, та тривалості процесу 6–8 год споживання аміаку значно менше порівняно з технологією пічного азотування. Завдяки тому, що процес відбувається у вакуумній камері, вміст шкідливих речовин в зонах обслуговування практично відсутній (оксиди азоту 0,0002 %), не потребує допоміжного обладнання, що обумовлює незначні витрати електроенергії.

Таким чином, іонно-плазмове азотування це метод з широкими технологічними можливостями, який дозволяє отримувати дифузійні шари бажаної структури, оскільки процес дифузійного насичення керований і може бути оптимізований залежно від конкретних технічних вимог. Впровадження методу іонно-плазмового азотування (ІПА) у тійному розряді надає можливість принципового удосконалення процесу.

Список літератури

1. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов [Текст] / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 256 с.
2. Перелік речовин, продуктів, виробничих процесів, побутових та природних факторів, канцерогенних для людини : гігієнічний норматив. – Наказ МОЗ № 7 від 13.01.2006 – Режим доступу :

<https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0100-06#Text>

3. Каплун, В. Г. Ионное азотирование в безводородных средах: монография [Текст] / В. Г. Каплун, П. В. Каплун. – Хмельницький : ХНУ, 2015. – 344 с.

4. Соловйов, С. М. Порівняльний аналіз техніко-економічних і екологічних показників хіміко-термічної обробки / С. М. Соловйов, О. В. Трофимова, С. Ж. Боду // Збірн. наук. праць. – Том 61. – Вип. 48. / Нац. ун-т кораблебудування. – Миколаїв, 2007. – С. 74–78. – Режим доступу: <https://lib.chmnu.edu.ua/pdf/naukpraci/technogen/2007/61-48-12.pdf>

5. Жаростійка феритна сталь. Патент України, МПК С22С 38/18 [Текст] / Грешта В. Л., Нестеров О. В., Климов О. В. та ін. – № 61987 ; заявл. 27.12.2010 ; опубл. 10.08.2011, Бюл. № 15. – 3 с.

6. Розробка корозійностійких сталей та вольфраморенієвих порошкових волокон для високотемпературних металокомпозитів [Текст] / Звіт про науково-дослідну роботу ДБ 01029. – Запорізький національний технічний університет, 2011. – 128 с.

7. Дусягіна, З.А. Використання іонно-плазмового азотування для підвищення корозійно-механічної тривалості деталей машин / З.А. Дусягіна, О.В. Нестеров, Н.В. Щербовських // Східно-європейський журнал передових технологій. – Харків, 2010. – № 6/5 (48). – С. 21–30. Режим доступу: <http://journals.uran.ua/ejet/article/view/3305/3106>

8. Нестеров, О.В. Використання новітніх екологічно безпечних технологій поверхневого зміцнення при азотуванні / О.В. Нестеров, О.В. Климов, Д.В. Ткач, В.Т. Рубан // Новітні матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2021. – №2 (2021). – С. 21–25. – Режим доступу: <http://nmt.zntu.edu.ua/article/view/252904/250160>

IMPLEMENTATION OF MODERN NITRIDING TECHNOLOGIES TO IMPROVE WORKING CONDITIONS AND ENHANCE THE ENVIRONMENTAL FACILITIES FOR PROCESSES

- Nesterov O. Candidate of Technical Sciences, Head of the Department of Labour Protection and Environmental Safety, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, *e-mail*: vo-retsens1206@gmail.com, ORCID: 0000-0002-7637-7707
- Ruban V. Assistant of the Department of Labour Protection and Environmental Safety, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, *e-mail*: rubanopns@gmail.com, ORCID: 0000-0003-2339-1035
- Kuzmenko V. senior teacher of the Department of Foreign Languages, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, *e-mail*: vtina.kuzmenko@gmail.com, ORCID: 0000-0003-1623-818X

References

1. Lakhtin YU. M., B. N. Arzamasov. (1985). Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov. M., Metallurgiya, 256.
2. Perelik rehovyn, produktiv, vyrobnychykh protsesiv, pobutovykh ta pryrodnykh faktoriv, kantserohennykh dlya lyudyny: hiihyenichnyy normatyv. Nakaz MOZ № 7 vid 13.01.2006. Rezhym dostupu: <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0100-06#Text>
3. Kaplun V.G., Kaplun P.V. Ionnoye azotirovaniye v bezvodородnykh sredakh: monografiya. – Khmel’nitskiy: KHNU, 2015. – 344.
4. Solovyov S.M., O.V. Trofimova, S.Zh. Bodu. (2007). Porivnyalniy analiz tekhniko-ekonomichnih i ekologichnih pokaznikov khimiko-termichnoyi obrobki // Zbirnik naukovih prac. Tom 61. Vypusk 48. Nac. un-t korablobuduvannya. Mykolaiv, 74–78. Rezhym dostupu: <https://lib.chmnu.edu.ua/pdf/naukpraci/technogen/2007/61-48-12.pdf>
5. Gresha V.L., Nesterov O.V., Klimov O.V. et al. (2011). Zharostijka feritna stal Patent Ukrayiny, MPK S22S 38/18/ № 61987 ; zajavl. 27.12.2010 ; opubl. 10.08.2011, Bul. 15, 3.
6. Rozrobka korozijnostiykykh staley ta volframoreniiyevykh poroshkovykh volokon dlya vysokotemperaturnykh metalokompozitiv (2011). Zvit pro naukovo-doslidnu robotu DB 01029. Zaporizkij natsionalnij tekhnichnij universitet, 128.
7. Duryahina Z.A., Nesterov O.V., Shcherbovskykh N.V. (2010). Vykorystannya ionno-plazmovoho azotuvannya dlya pidvyshchennya korozijnno-mekhanichnoyi tryvkosti detaley mashyn // Skhidno-yeuropeyskyy zhurnal peredovykh tekhnolohiy. Khar’kiv, 6/5 (48), 21–30. Rezhym dostupu: <http://journals.uran.ua/ejet/article/view/3305/3106>
8. Nesterov O.V., Klymov O.V., Tkach D.V., Ruban V.T. (2021). Vykorystannya novitnikh ekolohichno bezpechnykh tekhnolohiy poverkhnevoho zmitsnennya pry azotuvanni. Novitni materialy i tekhnolohiyi v metalurhiyi ta mashynobuduvanni, 2, 21–25. Rezhym dostupu: <http://nmt.zntu.edu.ua/article/view/252904/250160>

УДК 621.762:539.3

Плескач В. М. канд. техн. наук, доцент кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vmpayzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6182-4332

Акімов І. В. канд. техн. наук, доцент кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kafedra_t_met@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-6076-0149

РУЙНУВАННЯ І ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ ПОРОШКОВИХ ВИРОБІВ

Механізм руйнування порошкових тіл відрізняється від руйнування компактних тіл. Їх міцність суттєво залежить від отриманої при пресуванні і спіканні пористості. Знання і розуміння механізму руйнування пористих матеріалів дозволяє обрати для порошкового виробу той чи інший спосіб забезпечення міцності залежно від його схеми навантаження при експлуатації.

При навантаженні компактного металевого тіла спочатку виникає пластичне деформування. Внаслідок нього пластичність металу поступово зменшується, а зміцнення зростає. За рахунок зміцнення у певний момент у виробі виникають мікротріщини, які, розвиваючись, об'єднуються і утворюють так звану магістральну тріщину. Під подальшою дією навантаження магістральна тріщина призводить до остаточного руйнування тіла з утворенням принаймні двох нових поверхонь розділу (зламів).

Залежно від характеру пластичного деформування при руйнуванні розрізняють крихке і в'язке руйнування. При крихкому руйнуванні пластичне деформування відбувається у дуже малому об'ємі. Одночасно за рахунок накопиченої у тілі пружної деформації руйнування відбувається практично миттєво, і тому воно називається мікропластичним. При в'язкому руйнуванні перед вістрям щойно виниклої мікротріщини утворюється пластична зона, вона і процес руйнування розвиваються повільно, і таке руйнування називається макропластичним [1, 2].

На відміну від компактних металів у порошкових виробках під час формування створюється два типи меж: міжчастинкові - вільні межі частинок, які утворюють пори, і внутрішньочастинкові, пов'язані з внутрішніми дефектами самих частинок. Пори од самого початку виступають у ролі концентраторів напружень. Якщо виріб виготовляється із суміші неоднорідних частинок, структурна неоднорідність суттєво сприяє виникненню мікротріщин, а отже й руйнуванню при найменших навантаженнях. Крім того, наявність пор зменшує фактичний поперечний переріз виробу, що також зменшує опір навантаженню.

При деформуванні пористого тіла одночасно відбуваються два процеси: загальне ущільнення виробу і зміцнення металу частинок. Ущільнення виробів навіть при невеликих навантаженнях відбувається перш за все як міжчастинкове локальне макропластичне деформування за рахунок деформування окремих мікрооб'ємів виробу. У кожній окремій металевій частинці виробу процес зміцнення відбувається так же, як у компактному тілі. Але у різних мікрооб'ємах порошкового тіла через сильну неоднорідність напружень частинки знаходяться у різних структурних станах, і їх усереднене мікропластичне деформування не впливає на загальну деформацію тіла. При аналізі руйнування пористих тіл застосовують метод усереднення: їх розглядають як тіла, що складаються з двох фаз (частинок і пор), рівномірно розподілених по об'єму тіла. Причому пористість у процесі навантаження може збільшуватися. Оскільки пористість у порошковому тілі розподілена випадковим чином, руйнування відбувається по перерізу, максимально ослабленому порами.

На хід деформування і руйнування порошкових виробів впливає не лише загальна пористість, але й форма пор. Остання визначається розмірами і формою частинок порошку. Форма пор змінюється у процесі деформування. Дослідження показують [1], що при розтягу пори спочатку збільшуються у поздовжньому напрямку. Поступово змінюється їх поперечний розмір, починається процес так званого «шійкоутворення», з яким виникають умови пластичної нестійкості, яка у свою чергу веде до виникнення руйнівної мікротріщини. Чим більше пористість і чим ближче пори розташовані одна до одної, тим раніше може початися процес руйнування. Руйнування порошкового виробу може відбутися при тим меншій макропластичній деформації, чим більше пористість.

Сучасний підхід до оцінювання міцності пористих виробів ґрунтується на залежності її від пористості відповідного виробу. На підставі аналізу умов експлуатації порошкових виробів та впливу пористості на їх механічні властивості встановлено, що при пористості понад 25% границя міцності такого матеріалу становить 30...45% міцності компактного матеріалу відповідного хімічного складу. Такі матеріали вважаються мінімально допустимими для виготовлення навіть малонавантажених деталей. У зв'язку з цим сьогодні порошкові вироби за допустимою навантаженістю поділяються на такі чотири групи (табл. 1) [3, 4].

Таблиця 1 – Характеристика навантаженості порошкових виробів залежно від пористості

Група щільності	Характеристика навантаженості	Пористість матеріалу, %%	Відносні властивості пористих матеріалів (% від властивостей компактних)	
			Границя міцності	Пластичність і ударна в'язкість
1	Малонавантажені	25...16	30...45	15...30
2	Помірноювантажені	15...10	46...65	31...45
3	Середньоювантажені	9...2	66...90	46...85
4	Важкоювантажені	< 2	91...100	86...100

Якщо за умов експлуатації, пористістю або технологією виготовлення виріб відноситься до перших двох груп, то міцність і жорсткість таких деталей не розраховують. Їх розміри обирають з конструктивних або технологічних міркувань. Такі вироби, як правило, все одно мають великий запас міцності, а отже й завищену масу. Тому при їх виготовленні використовуються стандартні достатньо дешеві порошки. Вироби, які належать до цих груп, звичайно не піддаються термообробленню.

Матеріали, які відносяться до третьої і четвертої груп, перед використанням вимагають отримання об'єктивних відомостей про їх механічні властивості. У зв'язку з цим їх границя міцності визначається випробуванням на розтяг зразків з матеріалу виробу. Зразки виготовляються згідно з ГОСТ 18227-98 [5] двобічним пресуванням і спіканням за тими ж умовами, як і готові вироби. Допускається виготовляти зразки для випробування механічним обробленням з готових виробів. При цьому діаметр їх робочої частини повинен бути не менше 4 мм.

Як відомо, міцність порошкових виробів суттєво залежить від форми і розмірів частинок, їх механічних властивостей, рівномірності розподілу пористості по об'єму виробу, а також від поточного тиску пресування. Як показав аналіз механізму руйнування, концентратором напружень і джерелом первинної тріщини є пори - провідний чинник руйнування. Їх кількість в об'ємі виробу (тобто пористість) залежить від тиску пресування. Підвищення міцності виробу можна досягти за рахунок збільшення тиску пресування, а отже й зменшення пористості. Тому у порошковій металургії виникла необхідність встановлення теоретичної залежності між міцністю і пористістю пресовки.

Першим таку залежність запропонував М.Ю. Бальшин [6, 7] у вигляді рівняння:

$$\sigma = \sigma_k(1 - P)n, \quad (1)$$

де σ і σ_k – границі міцності при розтягу пористого і компактного матеріалів однакового складу відповідно;

P – пористість виробу у частках одиниці;

n – константа, яка залежить від природи порошкового матеріалу ($n = 3 \dots 10$).

Точніша формула залежності границі міцності від пористості, яка враховує розмір і форму пор, неоднорідність їх розподілу по об'єму виробу, його габарити тощо, запропонована В.Т. Трошенком. Одне з найвдаліших рішень задачі математичного опису процесу ущільнення металевих порошків у усьому можливому діапазоні тисків запропоновано Г.М. Ждановичем [8]. На його думку частинки порошку – це відокремлені фізичні тіла, які підкоряються законам статистичної механіки. За допомогою цих законів Г.М. Жданович отримав низку залежностей пористості пресовок від тиску пресування у прес-формах. Е. Ришкевичем запропонована ще одна залежність, яка у межах пористості $0 \leq P \leq 0,3$ дає результат, що співпадає з результатом, отриманим за залежністю М. Ю. Бальшина [3].

На сьогодні існує значна кількість пропозицій встановити математичну залежність між міцністю і пористістю порошкового виробу. Всі вони носять емпіричний характер і отримані шляхом математичного оброблення результатів експериментів; деякі з них наведені у табл. 2.

Велика кількість залежностей міцності від пористості пояснюється з одного боку складністю проблеми, з іншого – труднощами достовірного порівняння дослідних даних для зразків з різною пористістю, оскільки форма пор, величина частинок, вміст домішок тощо, можуть істотно відрізнятися у різних експериментах. Проте наявність згаданих вище теоретичних залежностей дозволяє при проектуванні порошкового виробу із заданою міцністю і запланованою технологією його виготовлення передбачити з достатньою точністю необхідну пористість.

Для підвищення міцності виробу достатньо широко використовуються технології пресування, спрямовані на підвищення щільності, а отже й зменшення пористості сирих пресовок. Зокрема, однією з таких технологій є тепле пресування брикетів [9]. При цьому і порошок, і прес-форма попередньо нагріваються до температури 1500 °С. Нагрівання здійснюється за допомогою індукторів, мікрохвильових пристроїв тощо. Наступне пресування проходить при тиску до 700 МПа.

Для отримання практично безпористої пресовки застосовують імпульсне формування, при якому ущільнення здійснюється ударними хвилями в інтервалі часу, що не перевищує 1 с. За видом джерела енергії розрізняють вибухові, електрогідрравлічне, електромагнітне та пневмомеханічне імпульсне формування. Ударна хвиля, створюю-

чи надзвичайно великий тиск (до 1...3 ГПа), діє дуже короткий час. Тепло, яке виділяється за рахунок деформування і тертя частинок металу, не встигає поширитися назовні і сприяє значному ущільненню пресовки. Цим методом виготовляють брикети порівняно простої конфігурації.

Таблиця 2 – Аналітичні залежності міцності від пористості [8]

Автор	Вираз	Значення констант і застосовуваність виразу
Бальшин	$\sigma = \sigma_k (1 - \Pi)^m$	$m = 3 \dots 6$
Красовський	$\sigma = \sigma_k (1 - \Pi/\Pi_n)^m$	Π_n - пористість порошку у стані вільної насипки
Ришкевич	$\sigma = \sigma_k \exp(-b\Pi)$	$b = 4 \dots 7$
Щербань	$\sigma = \sigma_k (1 - \Pi^2) \exp(-b\Pi)$	b – показник Щербаня
Трошенко і Красовський	$\sigma = \sigma_k (1 - 1,5\Pi)/(1 + 1,5\beta\Pi)$	$\beta = 2$; $\Pi < 0,66$
Хейнес	$\sigma = \sigma_k (1 - \Pi)/(1 - b\Pi)$	$b = 5$ для сталі
Вейл	$\sigma = \sigma_k (1 - \Pi)/(1 + A\Pi)$	A – параметр Вейла
Харвей	$\sigma = \sigma_k (1 - k)^3/[k^3 + (1 - k)^3]$	$k = [3\Pi/(4\pi)]^{1/3}$
Герман	$\sigma = K (1 - \Pi)^m \sigma_k/D$	$m = 4 \dots 7$; $\Pi = 0,1 \dots 0,4$; $D = 4 \dots 6$ мкм; K – коефіцієнт Германа

Крім того, для виготовлення виробів з мінімальною пористістю використовують також гаряче пресування. Воно проводиться при температурі 0,5...0,9 від температури плавлення основного металу порошку. При гарячому пресуванні проходять одночасно два процеси: пресування і спікання. Оскільки температура при пресуванні може досягати 1000°C, виникає проблема матеріалу прес-форми і способу її нагрівання. До того ж, при таких температурах більшість порошкових матеріалів вимагає захисту від окиснення. Враховуючи все вище зазначене, треба зауважити, що цей метод підвищення міцності вимагає використання досить складного і коштовного обладнання.

Щоб запобігти впливу пор як концентраторів напружень на міцність порошкових виробів, використовують ще один метод оброблення пресовок – інфільтрацію. Суть її полягає у заповненні пор пресовок металом або сплавом, температура плавлення якого менше температури плавлення основного металу виробу [4]. Ущільнення порошкового виробу при інфільтрації аналогічне процесам при рідинофазному спіканні.

Швидкість інфільтрації становить близько 1 мм/с. Товщина інфільтрованого шару залежить від фізичних властивостей розплаву та тривалості заповнення пор. Час повної інфільтрації у свою чергу залежить від густини розплаву, первинного об'єму пор у пресовці та площі її поперечного перерізу.

Інфільтрацію проводять методом накладання і занурення. У першому випадку пресовку разом з накладеною на неї необхідною кількістю металу-заповнювача поміщають у нагрівач із захисною атмосферою і нагрівають до необхідної температури. Легкоплавкий метал плавиться і заповнює пори пресовки. За другим методом пресовку занурюють у попередньо розплавлений легкоплавкий компонент і витримують необхідний час.

Після інфільтрації виріб практично не має пор і за необхідністю легко піддається наступним видам оброблення, у тому числі й пластичному деформуванню.

Окрім пористості, значною мірою на механічні властивості порошкових виробів також впливає їх подальше термічне оброблення. Аналіз літературних джерел показує [1, 8–10], що найвивченішими матеріалами щодо впливу термічного оброблення на структуру та їх механічні властивості є вуглецеві порошкові сталі. Як і компактні, порошкові сталі піддаються всім видам термічного оброблення. При цьому найчастіше використовуються відпалювання, гартування з подальшим відпусканням, а також старіння. На відміну від компактних матеріалів при термообробленні порошкових матеріалів існує низка особливостей, викликаних наявністю у них пор.

Перш за все треба зазначити, що нагрівання порошкових виробів необхідно проводити у захисній атмосфері для запобігання окисненню частинок та зневуглецюванню їх поверхні, як це звичайно відбувається у вуглецевих порошкових сталях. З цієї причини, добре зарекомендувало себе нагрівання струмами високої частоти (СВЧ), яке призводить до швидкого нагрівання поверхні (зокрема, при поверхневому гартуванні), і процеси окиснення та зневуглецювання не встигають відбутися. По-друге, до особливостей термооброблення порошкових матеріалів треба віднести наявність пор та вільних поверхонь великої протяжності, високу дисперсність частинок порошку, велику нерівномірність розподілу хімічних складників (наприклад, вуглецю в сталях) – все це значно змінює термодинамічний стан порошкових матеріалів, підвищує їх вільну енергію, створює умови виникнення вторинних фаз на дефектних місцях структури та зменшує роботу їх утворення. Так, наприклад, за даними авторів [1] збільшення дисперсності частинок і пористості порошкових сталей призводить до зміщення точки A_{C1} до рівноважної точки A_1 (рис. 1). При цьому вони вказують на те, що наявність пор знижує теплопровідність та температуропровідність порошкових матеріалів, а отже й швидкості їх нагрівання та охолодження відрізняються від відповідних параметрів компактних матеріалів.

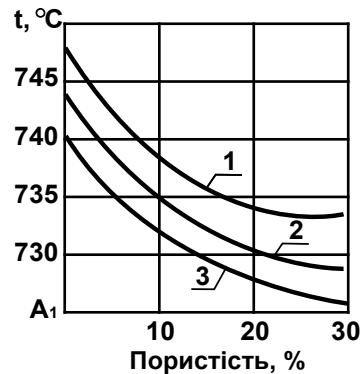


Рисунок 1. Залежності положення точки A_1 порошкової сталі, що містить 0,8%С, при нагріванні зі швидкістю, $^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$:
1 – 60; 2 – 200; 3 – 400 [1]

Стосовно властивостей порошкових сталей при термообробленні багатьма авторами вказується [1, 10], що при їх гартуванні із збільшенням пористості твердість мартенситу зменшується і спостерігається значна її нерівномірність по глибині прогартованого шару. Так, наприклад, за даними [9, 10] твердість сталі з 0,8%С після гартування СВЧ з подальшим охолодження в маслі коливалася у межах 5000...8400 МПа. Крім того, багато дослідників зазначають, що різке охолодження порошкового виробу при термообробленні через наявність пор може привести до виникнення значних нерівномірно розподілених термічних та фазових напружень [1, 8, 10]. Таке явище відбивається на структурі виробу і призводить до утворення тріщин ще під час термічного оброблення.

Для порошкових сталей цікавим фактом є те, що міцність після гартування, на відміну від компактних сталей, підвищується незначно у порівнянні з міцністю після спікання або навіть зменшується. Це пов'язано з нерівномірним розподілом внутрішніх напружень у порошкових матеріалів, який, до того ж, може зменшувати й ударну в'язкість та спонукати до крихкого руйнування. Щодо міцності, то у загартованих порошкових сталях її суттєве збільшення відбувається після відпускання. Причому оптимальна температура відпускання коливається у межах 200...450 $^{\circ}\text{C}$ й так само залежить від пористості оброблюваної сталі: чим вона вище, тим вище має бути й температура відпускання [1, 9].

Список літератури

1. Формирование структуры и свойств порошковых материалов [Текст] / А. В. Цыркин, А. Н. Михайлов, М. Г. Петров, В. В. Головатинский. – Донецк : ДонНТУ, 2013. – 162 с.
2. Корнілов О. Опір матеріалів: підручник. [Текст] / О. Корнілов. – К. : Логос, 2002. – 562 с.
3. Радомишельский И. Д. . Конструкционные порошковые материалы. [Текст] / И. Д. Радомишельский, Г. Г. Сердюк, Н. И. Щербань. – К. : Техніка, 1985. – 152 с.
4. Либенсон Г. А. Процессы порошковой металлургии. В 2-х т. Т. 2. Формование и спекание [Текст]: учебник для вузов / Г. А. Либенсон, В. Ю. Лопатин, Г. В. Комарницкий. – М. : МИСИС, 2002. – 320 с.
5. ГОСТ 18227-98 (ISO 2740-86) Материалы металлические спеченные, исключая твёрдые сплавы. Образцы для испытания на растяжение [Текст] / [Дата введения 2001-07-01]. Минск : ИПК Изд. стандартов, 2001. – 7 с.
6. Кипарисов С. С. Порошковая металлургия [Текст] / С. С. Кипарисов., Г. А. Либенсон. – М. : Металлургия, 1991. – 432 с.
7. German R. M. Powder metallurgy Science. / German R. M. // Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1994. – 472 p.
8. Осокин Е. Н. Процессы порошковой металлургии. Версия 1.0 [Электронный ресурс] : курс лекций / Е. Н. Осокин, О. А. Артемьева. – Режим доступу: <https://studfile.net/preview/5227219/>
9. Гиршов В. Л. Современные технологии в порошковой металлургии: учеб. пособие. [Текст] / В. Л. Гиршов, С. А. Котов, В. Н. Цеменко. – СПб. : изд-во Политехн. ун-та, 2010. – 385 с.
10. Ермаков С. С. Порошковые стали и изделия. [Текст] / С. С. Ермаков, Н. Ф. Вязников. – Л. : Машиностроение, 1990. – 320 с.

Одержано 03.08.2023

DESTRUCTION AND INCREASE OF STRENGTH OF POWDER PRODUCTS

- Pleskach V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: vmpayzp@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-6182-4332
- Akimov I. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: kafedra_t_met@zntu.edu.ua*, ORCID: 0000-0001-6076-014

References

1. Cyrkin A.V., Mikhaylov A.N., Peirov M.G., Golovyatinskiy V.V. (2013). Formirovanie struktury i svoystv poroshkovykh materialov [Formation of structure and properties of powder materials]. Donetsk, DonNTU, 162. [in Russian].
2. Kornilov O. (2002) Opir materialiv. [Strength of Materials]. Kyiv, Logos, 562. [in Ukrainian].
3. Radomyselskiy I.D., Serdyuk G.G., Shcherban' N.I. (1985). Konstruktsionnye poroshkovye materialy [Structural powder materials]. Kyiv, Tekhnika, 152. [in Russian].
4. Libenson G.A., Lopatin V.Yu., Komarnitskiy G.V. (2002). Protssy poroshkovoy metallurgii. T. 2. Formovanie i spekanie [Processes of powder metallurgy. Vol. 2. Molding and sintering]. Moskva, “MISIS”, 320. [in Russian].
5. GOST 18227-98 (ISO 2740-86) (2001). Materialy metallicheskie spechennye, isklyuchaya tverdye splavy. Obrasty dlya ispytaniya na rastyazhenie [Sintered metal materials, excluding hard alloys. Tensile test specimens]. Minsk, IPK isd. standartov, 7. [in Russian].
6. Kiparisov S.S., Libenson G.A. (1991). Poroshkovaya metallurgiya. [Powder metallurgy]. Moskva, Metallurgiya. 432. [in Russian].
7. German R. M. (1994). Powder metallurgy Science. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 472 p.
8. Osokin Ye.N., Artemyeva O.A. (2008) Protssy poroshkovoy metallurgii. [Processes of powder metallurgy]. Available at: <https://studfile.net/preview/5227219/> [in Russian].
9. Girshov V.L., Kotov S.A., Cemenko V.N. (2010). Soremennye protssy v poroshkovoy metallurgii. [Modern technologies in powder metallurgy]. Sankt-Peterburg, isd. Politechn. univ. 385. [in Russian].
10. Yermakov S.S., Vyasnikov N.F. (1990). Poroshkovye stali i izdeliya. [Powder steels and products]. Leningrad, Mashynostroyeniye, 320. [in Russian].

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 3/2023**

Науковий журнал

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков
Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький
д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання: Н. О. Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 22.09.2023. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 10,7
Тираж 300 прим. Зам. № 714

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019