

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

№ 2'2024

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2024

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

УДК 669+621.002+621.002.3

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

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

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

Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

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

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

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

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

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

Промтранспорт. Рациональне використання металів;

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор: д-р техн. наук, професор 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. Внуків (незалежний вчений), США

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

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

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

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

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 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. Шаломєєв (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. Слинько (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 № 11 від 24 червня 2024 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@zp.edu.ua

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2024

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

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

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

Published articles are assigned a unique DOI digital object identifier.

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

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

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

EDITORIAL TEAM

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

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

Editorial and Publishing Council: 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. Vladislav Mazur (NTUU "KPI"), Ukraine

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

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

Recommended for publication by the Academic Council of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Protocol N 11, June 24, 2024.

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@zp.edu.ua

© National University Zaporizhzhia Polytechnic, 2024

ЗМІСТ

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Вакулєнко І. О., Плітєнко С. О., Губарєв С. В., Хлєбніков А. В. СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНОМУ ЗМІЦНЕННІ ДИСКУ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА	6
---	---

КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Шорінов О. В., Поливняний С. О. ЗАЛЕЖНІСТЬ МІКРОТВЕРДОСТІ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКУ АСД-1 ВІД РЕЖИМІВ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЮВАННЯ	13
--	----

Молочков Д. Є., Куликовський Р. А. МЕТОД ІМПУЛЬСНОГО НАНЕСЕННЯ МАТЕРІАЛУ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ НА ОСНОВІ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ	21
---	----

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Шевченко В. Г., Рягін С. Л., Онищенко Р. В. МЕТОДИКА РОЗРАХУНКУ МІЦНОСТІ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ТАРИ ДЛЯ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЕТАЛЕЙ	30
---	----

Бєліков С. Б., Вініченко В. С., Засовєнко А. В., Михайлов Ю. С., Михайлов О. С., Макаров І. С., Шмирко В. І. ОЦІНКА КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ БЕЗПЕКИ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОВИХ ТУРБІН	37
---	----

Шевченко В. Г., Бажєнов Є. В., Омєльченко О. С., Шалєва Н. В. ОЦІНКА ФТОРАММОНІЙНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗКРИТТЯ ІЛЬМЕНІТУ З ОТРИМАННЯМ ЗАТРЕБУВАНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ПРОМИСЛОВОСТІ ТА МЕДИЦИНИ	43
--	----

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Петров С. В., Коржик В. М., Бондарєнко С. Г., Строганов Д. В. ДО ВИСОКОПРОДУКТИВНОГО СИНТЕЗУ АЛЮМНІЄВИХ НАНОЧАСТОК В ПЛАЗМОВІЙ СТРУМИНІ ПРИ АТМОСФЕРНОМУ ТИСКУ	49
---	----

Пожуєв А. В., Пожуєв В. І., Міхайлуца О. М. ДІЯ ЖОРСТКОГО ТІЛА НА ВНУТРІШНЮ ПОВЕРХНЮ ТОВСТОСТІННОГО БІМЕТАЛІЧНОГО ЦИЛІНДРА	62
---	----

Плескач В. М., Акімов І. В., Кирилаха С. В. ВИБІР ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ ПРЕС-ФОРМ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ З КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ	72
--	----

Бондар Н. П., Татарчук Т. В., Томіна А.-М. В. ВПЛИВ ГРАФІТИЗОВАНОГО ПИЛУ НА ПРОЦЕСИ СТИРАННЯ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ ПОЛІТЕТРАФТОРЕТИЛЕНУ	79
---	----

CONTENTS

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

Vakulenko I., Plitchenko S., Gubarev S., Khlebnikov A. STRUCTURAL CHANGES DURING THERMAL STRENGTHENING OF THE RAILWAY WHEEL	6
--	---

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

Shorinov O., Polyviany S. DEPENDENCE OF MICROHARDNESS OF ASD-1 COATINGS ON COLD SPRAYING PROCESS PARAMETERS	13
Molochkov D., Kulykovskiy R. PULSE DEPOSITION METHOD FOR WIRE AND ARC ADDITIVE MANUFACTURING	21

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

Shevchenko V., Ryagin S., Onyshchenko R. STRENGTH CALCULATION METHODOLOGY FOR THE TECHNOLOGICAL CONTAINERS FOR CHEMICAL HEAT TREATMENT OF WORKPIECES	30
Byelikov S., Vinichenko V., Zasovenko A., Mykhaylov Y., Mykhaylov O., Makarov I., Shmyrco V. ASSESSMENT OF CORROSION-MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS AND PREDICTION OF SAFETY OF GAS TURBINE PARTS	37
Shevchenko V., Bazhenov E., Omelchenko O., Shaleva N. EVALUATION OF THE FLUORAMMONIUM TECHNOLOGY OF DISCLOSURE OF ILMENITE WITH OBTAINING THE REQUIRED MATERIALS FOR INDUSTRY AND MEDICINE	43

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

Petrov S., Korzhyk V., Bondarenko S., Strohonov D. TO HIGHLY PRODUCTIVE SYNTHESIS OF ALUMINUM NANOPARTICLES IN PLASMA FLOW AT ATMOSPHERIC PRESSURE	49
Pozhuyev A., Pozhuyev V., Mikhailutsa O. ACTION OF A SOLID BODY ON THE INNER SURFACE OF A THICK-WALLED BIMETAL CYLINDER	62
Pleskach V., Akimov I., Kyrylakha S. CHOICE OF THERMAL INSULATION MATERIAL OF PRESS-FORM FOR MANUFACTURING PRODUCTS FROM COMPOSITE MATERIALS	72
Bondar N., Tatarchuk T., Tomina A. INFLUENCE OF GRAPHITED DUST ON THE ABRASION PROCESSES OF COMPOSITE MATERIAL BASED ON POLYTETRAFLUOROETHYLENE	79

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

UDC 669.1.017:539.5

- Vakulenko I. Dr. Tech. Sciences, professor, professor of the Department of Condensed State Physics of the Dnipro State Technical University, Kamianske, Ukraine, *e-mail: vakulenko_igor@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-7353-1916
- Plitchenko S. Candidate of technical sciences, associate professor, associate professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Science of the Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine, *e-mail: plit4enko@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-0613-2544
- Gubarev S. Candidate of technical sciences, associate professor, associate professor of the Department of Condensed State Physics of the Dnipro State Technical University, Kamianske, Ukraine, *e-mail: gubarev196@gmail.com*, ORCID: 0000-0001-8607-9394
- Khlebnikov A. Graduate student of the Department of Condensed State Physics of the Dnipro State Technical University, Kamianske, Ukraine, *e-mail: khlebnikov.anton77@gmail.com*

STRUCTURAL CHANGES DURING THERMAL STRENGTHENING OF THE RAILWAY WHEEL

Purpose. Justification of mechanism of the structure transformations in the carbon steel of the railway wheel during disk thermal strengthening.

Research methods. The material for the study was carbon steel of a railway wheel with a content of 0.57 % C, 0.65 % Si, 0.45 % Mn, 0.0029 % S, 0.014 % P and 0.11 % Cr. The railway wheel was heated to temperatures higher than A_{c3} , kept at this temperature to complete austenite homogenization process, and disk was rapidly cooled to the specified temperature. Degree defectiveness structure of the metal after accelerated cooling was assessed using technique of X-ray structural analysis. Strength stress, yield stress and relative elongation of the carbon steel were determined at stretching at rate of deformation $10^{-3} s^{-1}$.

Results. At accelerated cooling of the carbon steel, the sources of strengthening are the processes of blocking mobile dislocations due to the condensation of carbon atoms on them and dispersion strengthening from the formed particles of the carbide phase. At temperatures of termination of forced cooling of carbon steel above 300...350 °C, the reduction rate of strength properties is determined by the excess of total effect of softening from decomposition of the solid solution, acceleration of spheroidization and coalescence of cementite particles over the blocking of dislocations by carbon atoms and dispersion hardening.

Scientific novelty. The level of strength and plasticity characteristics of carbon steel of the railway wheel disc, depending on the temperature end forced cooling, is determined by the ratio of the influence of degree super saturation of the solid solution and the dispersion strengthening by carbide phase.

Practical value. For temperatures termination of accelerated cooling of 200...300 °C, degree of super saturation of the solid solution is the main factor that determines the level of strength and plasticity characteristics. When manufacturing an all-rolled railway wheel, the strength limit of the disc metal can be increased by accelerated cooling to the middle range of temperature.

Key words: carbon steel, accelerated cooling, tempering, hardening, softening.

Introduction

The complex cross-sectional shape of the elements of railway wheel and their considerable thickness have for a long time restrained the use of thermal strengthening in order to achieve a high-strength state in them. During operation of the railway wheel, the disc is subjected to sufficiently complex total loads. Based on this, the development

of proposals for increasing strength characteristics of the railway wheel disc is an important scientific and technical task. Compared to other elements of the wheel, the disk has smallest thickness. Taking into account the sufficiently high stability of the austenite phase at carbon steel of the railway wheel, in process of accelerated cooling in the volumes of metal close to the surface of the main heat sink,

one can hope to achieve cooling rates close to the critical value.

Analysis of research and publication

During the thermal strengthening of railway wheels, emergence of a gradient of structures from the surface of accelerated cooling is accompanied by a corresponding change in the complex of properties [1, 2]. According to the technology of intermittent accelerated cooling, the level of rolled properties is primarily determined by the development of metal tempering processes from the heat of deeper internal volumes [3, 4]. The continuous nature change in the cooling rate at different distances from the surface of the heat sink determines that the structural state of the metal is largely similar to tempering at the corresponding temperature of individual heating of the steel after quenching [5–7]. Based on this, the temperature gradient along a section of the element railway wheel will correspond to the defined structural state and level of hardness [4, 7].

Taking into account the total contribution components of the microstructure to the overall level of strength characteristics, the final level of the properties will be determined by heating from deeper layers, with a higher temperature. Achieving the required level of strength and hardness in the specified element of the railway wheel will be determined to a greater extent by the temperature at end of accelerated cooling of the surface.

Moreover, the complex shape of the wheel and different cross-sectional thickness of the elements are a limitation to application of accelerated cooling to the temperatures of the beginning of phase and structural transformations by a non-diffusion mechanism [5]. Taking into account the proportional increase stability of austenite with the concentration of carbon, the steels used for manufacture of railway wheels have an increased stability of austenite [8]. As a result of accelerated cooling, one should expect to achieve cooling rates close to the critical value in the volumes of metal near the surface of the main heat sink [6, 10].

Considering that, the disk of a railway wheel, to have smallest cross-sectional thickness compared to other elements, is subjected to very complex total loads [4, 5, 12]. The formation of a defined structural state and related level of strength of carbon steel of the disc should be considered as one of the critical elements that determines service life of the railway wheel as a whole [4, 7, 13].

Purpose

Justification mechanism for the structure transformations in the carbon steel of the railway wheel during disk thermal strengthening.

Research material and methodology

The material for the study was carbon steel of a railway wheel with a content of 0.57 % C, 0.65 % Si, 0.45 % Mn, 0.0029 % S, 0.014 % P and 0.11 % Cr. The railway wheel was heated to temperatures higher than A_{c3} , kept at this temperature to complete austenite homogenization

process, and disk was rapidly cooled to the specified temperature. The temperature interval at the end of forced cooling of the wheel disc was 200...500 °C. The structure was studied using electron and light microscopes. Degree defectiveness structure of the metal after accelerated cooling was assessed using technique of X-ray structural analysis. Strength stress, yield stress and relative elongation of the carbon steel were determined at stretching at rate of deformation 10^{-3} s^{-1} . Microhardness phases steel was evaluated using a type PMT-3 microhardness tester.

Results and their discussion

The effect temperature end of the accelerate cooling the wheel surface on the yield stress and stress strength, relative elongation and microhardness of the carbon steel, is shown in Fig. 1. The analysis of dependence property of the strength indicates a sufficiently complex nature of structure transformations, depending on the temperature of the termination of accelerated cooling. According to known experimental data [1, 3, 6], at the temperatures of intensive cooling up to 300 °C, acceleration process release of carbon atoms from the solid solution is observed.

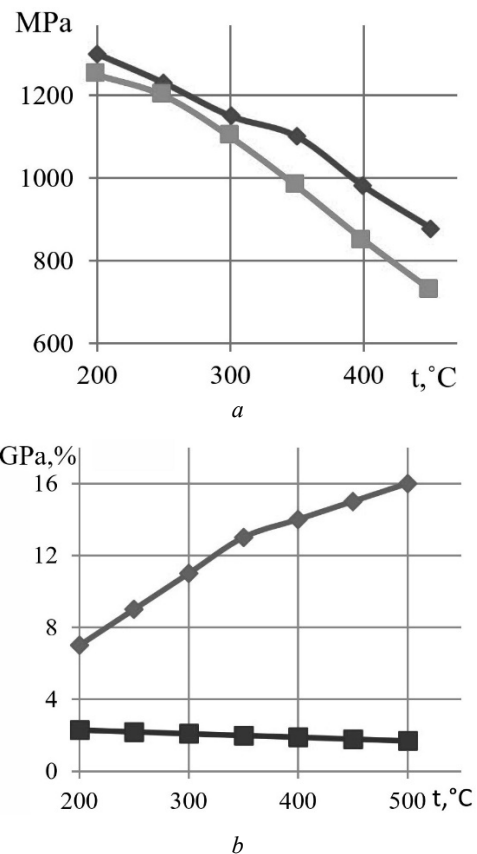


Figure 1. Effect of temperature end of forced cooling on yield stress (■) and strength (◆) – (a); relative elongation (◆) and microhardness (■) – (b) of the carbon steel

Based on this, a change of degradation degree of solid solution is a major factor that determines the level of characteristics of carbon steel strength. A comparative analysis of dependence of yield stress, strength, relative elongation and microhardness ferrite (Fig. 1) on the temperature end

of accelerated cooling confirms the existence of a well-known correlation between the properties in micro volumes of metal and common strength of the railway wheel. Based on this, it can be considered with a great probability that one of the main factors that determines nature of the dependence degree of thermal strengthening metal of the railway wheel on the temperature end of intensive cooling should be level of super saturation of the solid solution with atoms of the carbon [9, 11].

On other hand, taking into account sufficiently large cross-sections of the metal, for example, at rim of a railway wheel, where it is not possible to achieve a critical cooling rate, the formation of carbide phase will be an indispensable component in obtaining the final structure. Based on this, the presence of cementite particles of different dispersion in the steel structure indicates the need to take into account contribution of processes of dispersion hardening in achieving a certain level strength of properties.

Thus, the intermediate release of the carbon atoms from austenite at process of accelerated cooling of carbon steel will be accompanied by a decrease in strength characteristics compared to formation of the martensite. According by influence on strength, the process of carbon release from solid solution during thermal hardening of steel can actually be divided into two components with the opposite character of influence. Thus, in proportion to reducing the degree of tetragonality of the crystalline lattice of ferrite is happening strength characteristics decrease of the steel [9, 11].

At the same time, the formation of the cloud by carbon atoms around dislocation line will lead to braking the movement of dislocations, up to their full blocking [3, 6]. On the other hand, particles formation of the carbide phase of different dispersion by nature of influence on strength is similar to the hardening with given thickness a disk of the railway wheel, it acquires a certain scientific and practical interest to analyse nature of transformed structure and achieving appropriate level of strength characteristics after reaching a certain temperature of cessation of accelerated cooling. At the same time, thickness of the wheel disc is sufficient to approach, at least in volumes close to the surface, the critical cooling rate during thermal hardening.

Detailed analysis of structure of the wheel steel sample after quenching to martensite (Fig. 2) determined existence areas of lath martensite with a high density of dislocations. This confirms possibility of development of the austenite transformation by shear mechanism. The width rails of martensite at range of 0.6...0.8 microns. In individual martensite crystals, simultaneously with thin plates of twinning martensite (designation 1, Fig. 2), discovered presence of very dispersed particles of the carbide phase (designation 2). According to [3, 8], the presence of a carbide phase at steel structure after quenching indicates on breakdown of the martensite phase at elevated temperatures of austenite transformation.

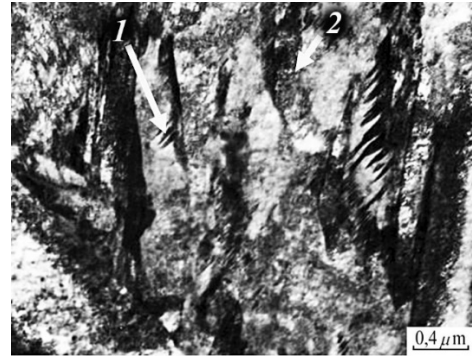


Figure 2. Structure of railway wheel steel after hardening to martensite (1 – twins of martensite, 2 – dispersed carbide particles)

On this basis of, already during quenching, development of decomposition processes of martensite indicate development of a complicated influence on the strength properties of steel. The final result consists of the ratio at development of the softening process due to a decrease at degree of tetragonality of the martensite crystal lattice and dispersion hardening due to the presence of a carbide phase in the steel structure. Considering separately effect of cementite particles on the hardening effect, it should be taken into account that in addition to the formed carbide particles during quenching, effect of particles formed during tempering is added.

A comparative analysis of formed structure of the carbon steel after quenching on martensite with one formed as a result of accelerated cooling of the wheel disc indicates existence of a certain coincidence. At the same time, as the temperature of accelerated cooling increases, significant discrepancies should be expected. Structure analysis of the metal layers near surface of the intensive heat sink during cooling of the wheel disc indicates existence of signs of lath martensite when the temperature at end of the accelerated cooling is 200 °C (Fig. 3).

Thickness of the formed laths is almost the same as after separate tempering of martensite at a temperature of 200 °C [2] and is in range of 0.1...0.8 microns. On the borders of individual laths and packages, finely dispersed particles of the carbide phase with sizes of approximately 0.03...0.04 μm are located (Fig. 3a). In a larger number of wide laths, very small allocations of cementite particles with random orientation can be observed. The formation of these carbide particles occurs due to release from the heat of the deeper volumes of metal, after termination of the accelerated cooling. With further deepening from the surface of the wheel disk, in addition to the fact that metal undergoes cooling at a lower rate, the final structure is also formed due to the influence of tempering at higher temperatures. At temperature of end of the accelerated cooling up to 200 °C, there are no qualitative changes at structure of the steel. The difference of strength characteristics will be determined to a greater extent by super saturation of the solid solution, and to a lesser extent depend on the allocation of dispersed carbide particles.

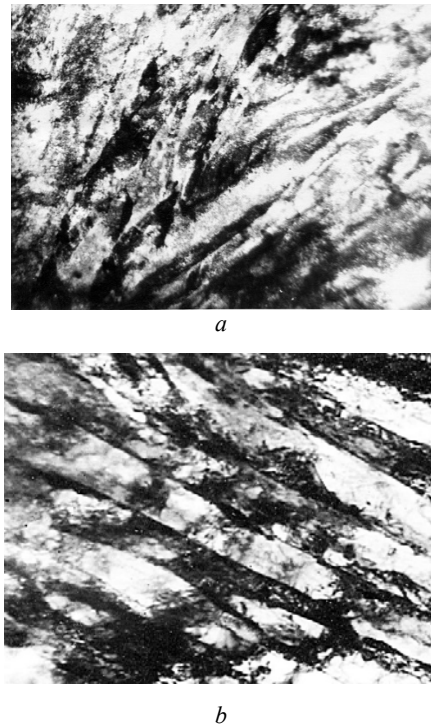


Figure 3. Structure carbon steel of a disk wheel after completion of accelerates cooling at a temperature of 200 °C. Magnification is 19000

In comparison with volumes of metal, the structure of which is formed at temperatures of 200 °C, a temperature increase of only 50...100 °C has a certain effect on the strength and plasticity of the carbon steel (Fig. 1). An increase in the temperature at the end of forced cooling to 300 °C (Fig. 4) indicates a qualitative change of steel structure.

The development of dislocation recombination processes within individual micro volumes of the metal leads to emergence of a dislocation structure similar to a cell structure. This violates the general orientation (marked by arrow 1, Fig. 4a), which is inherent in the lath structure of ferrite (Fig. 3). Compared to 200 °C, an increase at temperature of ended intensive cooling should have a certain effect on the growth process of the martensite phase. Indeed, when steel is cooled to a temperature of 300 °C, a partial change at shape of martensite crystals is observed. As a result, relatively small cells (Fig. 4a) and oriented at a certain angle to the lath ferrite formed at a temperature of 200 °C appear. In terms of shape, dislocation cells approach a polyhedron (designation 1, Fig. 4a).

The body of the cells themselves has already been largely cleared of unconnected dislocations. At the same time, in individual volumes of metal, one can observe the existence of cementite particles, which differ in size from those formed at a lower temperature at end of accelerated cooling. Further increase at temperature of termination of accelerated cooling of the wheel disk is accompanied by qualitative changes at structure of carbon steel. Fig. 4b shows microstructure of the metal layers, which corresponds to the temperature at which forced cooling ends at 400 °C.

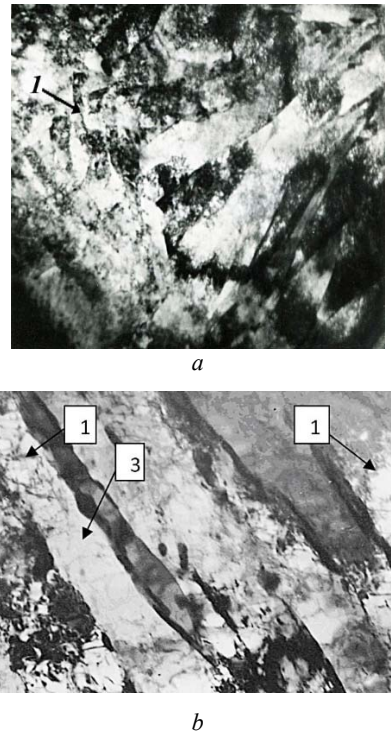


Figure 4. Structure carbon steel of the disk a railway wheel after completion accelerated cooling at a temperature of 300 °C (a), 400 °C (b). Magnification is 19000

A detailed analysis of the structure discovers the signs of the initial stages of processes similar to polygonization. This is confirmed by the existence contours of groups dislocations with partially broken boundaries (marked by arrow 1, Fig. 4b) in ferrite cells, which in shape resemble previously formed bainite crystals. Moreover, the location of dispersed cementite particles in volumes with a low dislocations density (arrow 2, Fig. 4b) should be considered as confirmation of development, and in some places and completion of polygonalization after stopping accelerated cooling of steel. At the result of that, a formed structure is a similar to modular, when individual dislocation cells, with a determined density of dislocations in the middle, are distinguished from a wide enough walls out of dislocations.

Further development of recombination of dislocations, against background of a decrease in their total number, leads to appearance of a dislocation cellular structure, which in the form is already approaching polyhedron (Fig. 4b). Body of dislocation cells itself is largely cleared of unbound, chaotically arranged dislocations. Although there are still volumes with an increased dislocations density, the movement of which is blocked by presence of very dispersed carbide particles. Thus, the greater the distance of the volume of metal from the surface of the intensive heat sink, the higher the temperature at which transformation of the austenite proceeds. An increase at disk cooling temperature to 500 °C is accompanied by a further increase at size of cementite particles and a transformation of the dislocation structure.

Analysis of the structure (Fig. 5) shows the presence, as at 400 °C, of closed and broken dislocation contours. In

addition, there are other features at structure of the metal, in comparison with the lower temperature of completion of accelerated cooling.

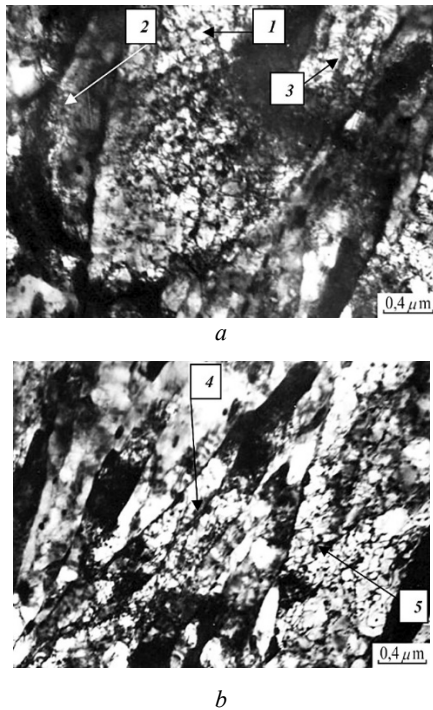


Figure 5. Structure at steel of the railway wheel disc after accelerated cooling to a temperature of 500 °C

Qualitative changes include the appearance of large areas consisting of subgrains with practically the same length of axes (Fig. 5, *a*, designation 1) and ferrite layers with a reduced density of dislocations around dispersed cementite particles (arrow designation 1, Fig. 5*a*). Along with this, the structure still has a certain number of micro volumes in which formation of sub-boundaries is just beginning (Fig. 5*a*, designation 2). Based on this, the polygonization process should be considered practically complete in a sufficiently significant part of the metal. Moreover, as a result of the sequential development of structural transformations during accelerated cooling to a temperature of 500 °C and heating from a deeper hot layers, a structure is formed, which to a large extent resembles a modular one. Indeed, according to external signs, the formed micro volumes of metal have a certain alternation, similar to modular structures. A fairly significant part of the structure is separate dislocation cells with a certain density of dislocations in the middle (designation 2, Fig. 5, *a*), which are separated from each other by walls of interconnected dislocation groups (designation 3, Fig. 5*a* and designation 4, Fig. 5*b*).

It should be taken into account occurrence of an additional strengthening effect from the appearance particles of the carbide phase as a result of heating the metal after termination forced cooling of the steel. Along with this, simultaneously with the appearance of dispersed particles during tempering, the processes of spheroidization and coalescence of cementite particles formed during cooling at lower temperatures acquire certain acceleration [3].

Based on this, reducing the number particles of the carbide phase, which made it difficult to move both individual dislocations and their groups at lower cooling termination temperatures will contribute to reducing the resistance process of transforming sub-boundaries into boundaries with large disorientation angles. As a result separation of the specified boundaries from the blocking points (carbide phase), processes of cleaning certain volumes of the ferrite matrix from dislocation groups will gain further acceleration (designation 5, Fig. 5*b*). As a result, there are sufficiently large volumes of metal with practically no sub-boundaries, with evenly spaced particles of the carbide phase in the middle.

According to the structures (Fig. 4–5), it is possible to determine location of the particles mainly on the sub-boundaries during tempering and in the internal volumes, during formation of martensite crystals, although they have almost the same diameter. This is due to the cyclical change stages growth and dissolution of carbide particles depending on their location. The growth of particles occurs when they are located along grain boundaries and dissolve at middle of the grain [3]. The nature of changes of microhardness of ferrite and the width of the X-ray interference line (110) (Fig. 6) indicate a continuous decrease at concentration of carbon atoms in the solid solution, starting from the cooling temperature of 200 °C.

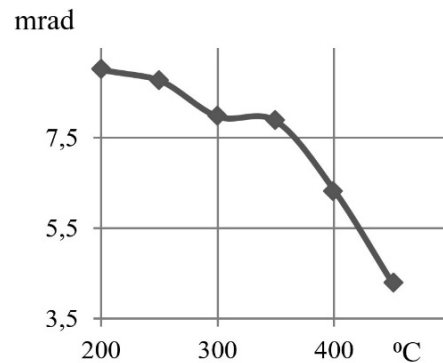


Figure 6. Variation broadening (110) X-ray interference of ferrite depending on temperature termination accelerated cooling of the wheel disc

The strength of steel (Fig. 1) depending from temperature of the finish of accelerated cooling will be determined by the compensation from preservation of a certain amount of blocked dislocations, continuous softening of steel from decrease degree of super saturation of solid solution. Already from temperatures 300...350 °C, a significant exit of carbon atoms from a solid solution and their deposition on the dislocations is one of main factor preservation their amount.

As a result, the decrease in $H\mu$ will slow down (Fig. 1*b*), as evidenced by the violation of the monotonic course of the curve (Fig. 6). The received explanation is confirmed by a certain amount of experimental data. Thus, according to [2, 4, 6], starting from the separate heating temperature of 350 °C in carbon steels after quenching to martensite, there is already a certain amount of finely dispersed particles of the carbide phase.

Based on this, the depletion of the solid solution of carbon will occur due to the directed diffusion of carbon atoms from the supersaturated solid solution to the carbide particles, which is confirmed by the accelerated decrease in the broadening of X-ray interference (110) (Fig. 6).

Conclusions

1. The level of strength and plasticity characteristics of carbon steel of the railway wheel disc, depending on the temperature end forced cooling, is determined by the ratio degree super saturation of the solid solution and the dispersion strengthening by carbide phase.

2. When manufacturing all-rolled railway wheel, the strength of the disc metal can be increased by accelerated cooling to the middle temperature range

3. Under conditions of accelerated cooling of the carbon steel, the sources of strengthening are the processes of blocking mobile dislocations due to the condensation of carbon atoms on them and dispersion strengthening from the formed particles of the carbide phase.

4. At temperatures of termination of forced cooling of carbon steel above 350 °C, the rate reduction of strength properties is determined by the excess total effect of softening from decomposition of the solid solution, acceleration of spheroidization and coalescence of cementite particles over the blocking of dislocations by carbon atoms and dispersion hardening.

References

1. Babachenko, A. I. (2015). Nadezhnost' i dolgovechnost' zheleznodorozhnykh koles i bandazhey [Reliability and durability of railway wheels and bandages]. Dnepropetrovsk, PGASA, 350.
2. Bol'shakov, V. I., Sukhomlin, G. D., Pogrebnaya, N. E. (2001). Atlas struktur metallov i splavov [Atlas of structures of metals and alloys]. Dnepropetrovsk, Gaudeamus, 113.
3. Vakulenko, I. A., Bol'shakov, V. I. (2008). Morfologiya struktury i deformatsionnoye uprochneniye stali [Structure morphology and strain hardening of steel]. Dnepropetrovsk, Makovetskiy Yu.V., 196.
4. Vakulenko, L. I., Nadezhdin, YU. L. (2010).

Otsinka stupenya znemitsnennya pry vidpusku zahartovanoi kolisnoyi stali [Estimation of the degree of softening during tempering of hardened wheel steel]. Visnyk Dnipropetr. nats. un-tu zalozn. transp. im. akad. V. Lazaryana, 31, 259–261. doi: 10.15802/stp2010/13525

5. Vakulenko, I. O., Anofriyev, V. H., Hryshchenko, M. A., Perkov, O. M. (2009). Defekty zaliznychnykh kolis [Defects of railway wheels]. Dnipropetrovs'k, Makovets'kyu, 112.

6. Yefremenko, V. G., Tkachenko, F. K., Kuz'min, S. O., Kazankov, V. G. (2009). Kinetika prevrashcheniya austenita v rel'sovykh stalyakh marok M74 i 75KHGSM pri nepreryvnom okhlazhdenii [Kinetics of austenite transformation in rail steels of grades M74 and 75KhGSM during continuous cooling]. Visnyk Dnipropetr. nats. un-tu zalozn. transp. im. akad. V. Lazaryana, 29, 198–201.

7. Babachenko, A. I., Knysh, A. V., Kononenko, A. A., Dement'yeva, ZH. A., Shpak, Ye. A., Chekhuta, ZH. Z., Klinovaya, O. F. (2014). Kinetika raspada pereokhlazhdenogo austenita stali dlya zheleznodorozhnykh koles pri nepreryvnom okhlazhdenii [Kinetics of decomposition of supercooled austenite in steel for railway wheels during continuous cooling]. Str-vo, materialovedeniye, mashinostroyeniye, 73, 65–69.

8. Meshcheryakova, T. M., Yatsyuk, R. A., Kuzin, O. A., Kuzin, M. O. (2015). Materialoznavstvo [Materials science]. Drohobych, Kolo, 400.

9. Bhadeshia, H. K. D. H. (2001). Bainite in steels. Cambridge, The University Press, 454.

10. Bodnar, R. L., Shen, Y., Lin, M. (1997). Direct Quenching Steels. Proc. Materials Solutions 97 on Accelerated Cooling, TMS-AIME, USA, 7, 3–13.

11. Guinier, A. (1956). Theorie et technique de la radiocristallographie. Paris, Dunod, 560.

12. Langman, R. A., Mutton, P. J. (1993). Estimation of Residual Stresses in Railway Wheels by Means of Stress Induced Magnetic Anisotropy. NDT & E International, 26(4), 195–205. doi:10.1016/0963-8695(93)90474-9.

13. Vakulenko, I. A., Lisnyak, A. G. (2016). Influence voltage pulse electrical discharge in the water at the endurance fatigue of carbon steel. Mechanics, materials science & engineering, 2, 14–22.

Received 01.04.2024

СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНОМУ ЗМІЦНЕННІ ДИСКУ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА

- Вакуленко І. О. д-р техн. наук, професор, професор кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету, Кам'янське, Україна, e-mail: vakulenko_igor@ukr.net, ORCID: 0000-0002-7353-1916
- Плітченко С. О. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри прикладної механіки та матеріалознавства Українського державного університету науки і технологій, м. Дніпро, Україна, e-mail: plitchenko@ukr.net, ORCID: 0000-0002-0613-2544
- Губарєв С. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету, Кам'янське, Україна, e-mail: gubarev196@gmail.com, ORCID: 0000-0001-8607-9394
- Хлебніков А. В. аспірант кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету, Кам'янське, Україна, e-mail: khlebnikov.anton77@gmail.com

Мета роботи. Обґрунтування механізму структурних перетворень при термічному зміцненні диску залізничного колеса.

Методи дослідження. Матеріалом для дослідження була вуглецева сталь залізничного колеса зі вмістом 0,57 % C, 0,65 % Si, 0,45 % Mn, 0,0029 % S, 0,014 % P, 0,11 % Cr. Залізничне колесо піддавали нагріву до температур вище A_{c3} , витримували при цій температурі для завершення процесу гомогенізації аустеніту та прискорено охолоджували диск до визначеної температури. Оцінку ступеня дефектності структури металу після прискореного охолодження здійснювали з використанням методики рентгенівського структурного аналізу. Границі міцності, плинності і відносне видовження вуглецевої сталі визначали при розтяганні зі швидкістю деформації 10^{-3} с^{-1} .

Отримані результати. За умов прискореного охолодження вуглецевої сталі, джерелами зміцнення є процеси блокування рухомих дислокацій за рахунок виділення на них атомів вуглецю і дисперсійного зміцнення від сформованих частинок карбідної фази. При температурах припинення примусового охолодження вуглецевої сталі вище за 300...350 °C, темп зниження властивостей міцності визначається перевищенням сумарного ефекту пом'якшення від розпаду твердого розчину, прискорення сфероїдизації і коалесценції частинок цементиту над блокуванням дислокацій атомами вуглецю і дисперсійним зміцненням.

Наукова новизна. Рівень характеристик міцності і пластичності вуглецевої сталі диску залізничного колеса в залежності від температури закінчення примусового охолодження визначається співвідношенням впливу від пересичення твердого розчину і дисперсійного зміцнення від карбідної фази.

Практична цінність. Для температур припинення прискореного охолодження 200...300 °C, зниження ступеню пересичення твердого розчину є основним чинником, що визначає рівень характеристик міцності і пластичності. При виготовленні суцільнокатаного залізничного колеса підвищити границю міцності металу диску можна прискореним охолодженням до середнього інтервалу температур.

Ключові слова: вуглецева сталь, прискорене охолодження, відпуск, зміцнення, пом'якшення.

Список літератури

1. Бабаченко, А. И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей [Текст] / А. И. Бабаченко. – Дн-ск: ПГАСА, 2015. – 350 с.
2. Большаков, В. И. Атлас структур металлов и сплавов [Текст] / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Днепропетровск : Gaudeamus, 2001. – 113 с.
3. Вакуленко, И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали: монография [Текст] / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Дн-ск: Маковецкий Ю.В., 2008. – 196 с.
4. Вакуленко, Л. И. Оцінка ступеня знеміцнення при відпуску загартованої колісної сталі [Текст] / Л. И. Вакуленко, Ю. Л. Надеждін // Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – 2010. – Вип. 31. – С. 259–261. doi: 10.15802/stp2010/13525
5. Вакуленко, І. О. Дефекти залізничних коліс [Текст] / І. О. Вакуленко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко, О. М. Перков. – Дніпропетровськ : Маковецький, 2009. – 112 с.
6. Ефременко, В. Г. Кинетика превращения аустенита в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении [Текст] / В. Г. Ефременко, Ф. К. Ткаченко, С. О. Кузьмин, В. Г. Казанков // Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. – 2009. – Вип. 29. – С. 198–201.
7. Бабаченко, А. И. Кинетика распада переохлажденного аустенита стали для железнодорожных колес при непрерывном охлаждении [Текст] / А. И. Бабаченко, А. В. Кныш, А. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева, Е. А. Шпак, Ж. З. Чехута, О. Ф. Клиновья // Стрво, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. – 2014. – Вып. 73. – С. 65–69.
8. Мещерякова Т. М. Матеріалознавство [Текст] / Т. М. Мещерякова, Р. А. Яцюк, О. А. Кузін, М. О. Кузін. – Дрогобич : Коло, 2015. – 400 с.
9. Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in steels [Text] / H. K. D. H. Bhadeshia. – Cambridge : The University Press, 2001. – 454 p.
10. Bodnar, R. L. Direct Quenching Steels / R. L. Bodnar, Y. Shen, M. Lin [et al.] [Text] // Proc. Materials Solutions 97 on Accelerated Cooling, TMS-AIME. – Warrendate, Pennsylvania, USA, 1997. – P. 3–13.
11. Guinier, A. Theorie et technique de la radiocristallographie / A. Guinier. – Paris : Dunod, 1956. – 560 p.
12. Langman, R. A. Estimation of Residual Stresses in Railway Wheels by Means of Stress Induced Magnetic Anisotropy [Text] / R. A. Langman, P. J. Mutton // NDT & E International. – 1993. – Vol. 26, № 4. – P. 195–205. doi: 10.1016/0963-8695(93)90474-9.
13. Vakulenko, I. A. Influence voltage pulse electrical discharge in the water at the endurance fatigue of carbon steel [Text] / I. A. Vakulenko, A. G. Lisnyak // Mechanics, materials science & engineering. – 2016. – Vol. 2. – P. 14–22.

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

Поливняний 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

ЗАЛЕЖНІСТЬ МІКРОТВЕРДОСТІ ПОКРИТТІВ З ПОРОШКУ АСД-1 ВІД РЕЖИМІВ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМІЧНОГО НАПИЛЮВАННЯ

Мета роботи. Побудувати залежності мікротвердості алюмінієвого покриття з порошку АСД-1, отриманого холодним газодинамічним напилюванням, від температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання.

Методи дослідження. Планування та проведення експериментальних досліджень виконано з використанням методики планування багатofакторних експериментів та регресійного аналізу. Оброблення отриманих результатів експериментів здійснювалося в програмному пакеті для аналізу статистичних даних Stat-Ease 360. Дослідження мікротвердості напилених покриттів проводилося відповідно до ГОСТ 9450–76. «Вимірювання мікротвердості вдавлуванням алмазних наконечників» з використанням твердоміру мікро-Віккерс LECO АМН5 на підготовлених мікрошліфах зразків з покриттями.

Отримані результати. Побудовано тривимірні (поверхні відгуку) та контурні графіки залежності мікротвердості покриттів, напилених холодним газодинамічним методом з порошку АСД-1, від основних параметрів процесу – температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання в широкому діапазоні значень. За результатами встановлено, що температура газу та дистанція напилювання мають найбільший вплив на мікротвердість покриттів. Описано зв'язок досліджуваних параметрів напилювання з температурно-швидкісними характеристиками частинок порошку та впливу на значення мікротвердості.

Наукова новизна. Досліджено комплексний вплив основних параметрів процесу холодного газодинамічного напилювання, а саме температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання, на мікротвердість алюмінієвих покриттів з порошку АСД-1 в широкому діапазоні значень.

Практична цінність. Отримані залежності мікротвердості покриттів від параметрів процесу можуть бути використані при розробленні науково-обґрунтованих рекомендацій та технологічних процесів напилювання захисних й відновлювальних покриттів холодним газодинамічним методом, зокрема на деталі авіаційних двигунів.

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

Вступ

Напилювання покриттів з метою зміцнення, захисту, або відновлення поверхонь забезпечують можливість виготовлення деталей з високою довговічністю та надійністю, підвищують експлуатаційну стійкість, дозволяють відновлювати розміри та властивості пошкоджених поверхонь. За останні десятиліття досягнуто значних успіхів в формуванні покриттів різними методами газотермічного напилювання: детонаційне [1], газополумене [2], плазмове [3], металізація [4] тощо. Всі вони об'єднані єдиним принципом формування покриття – нагріванням та прискоренням матеріалу покриття у вигляді порошку або проволочки, за допомогою

високотемпературного газового струменю. При зіткненні з поверхнею підкладки розплавлені або високопластичні частинки матеріалу пластично деформуються, утворюючи шар покриття. Ці методи дозволяють наносити покриття широкого спектру службового призначення – зносостійких, корозійностійких, тепло- та жаростійких, відновлювальних та інше [5, 6].

Окреме місце серед методів газотермічного нанесення покриттів займає холодне газодинамічне напилювання. На відміну іншим методам напилювання, формування покриттів відбувається за рахунок високошвидкісного зіткнення частинок порошку з підкладкою при їх температурі, значно нижчій за температуру плавлення матеріалу, з якого вони отримані [7].

Холодне газодинамічне напилювання здебільшого знайшло застосування при напилюванні захисних і відновлювальних покриттів на алюмінієві, магнієві, а також титанові сплави, що широко використовуються в авіаційній та ракетно-космічній техніці [8].

Якість покриттів, отриманих газодинамічним напилюванням, залежить від багатьох постійних та змінних факторів, кількість яких може сягати десятків [9]. Тому важливим завданням є проведення досліджень з визначення залежностей фізико-механічних характеристик покриттів від комплексного впливу параметрів процесу напилювання.

Аналіз досліджень та публікацій

Однією з основних характеристик газотермічних покриттів, зокрема і холодного газодинамічного напилювання, що визначає можливість використання виробів з покриттями, є мікротвердість. Автори багатьох досліджень, присвячених вивченню впливу параметрів процесу холодного напилювання на фізико-механічні характеристики покриттів як експериментальним шляхом [10, 11], так і чисельними розрахунками і моделюваннями [12, 13], погоджуються з тим фактом, що швидкість частинок в момент зіткнення відіграє важливу роль на значення адгезійної міцності, пористості, мікротвердості, тощо.

Температурно-швидкісні характеристики частинок залежать від температури і тиску газу на вході в сопло [14], типу газу [15], розміру і форми частинок порошку, їх матеріалу [16], геометрії сопла [17] та інших параметрів.

Наявність великої кількості вхідних параметрів, які впливають на досліджувану функцію, потребує обґрунтованого вибору серед них найбільш впливових. Зазвичай неможливо на основі загальної інформації про об'єкт дослідження визначити в ньому оптимальну область. В цьому випадку побудова композиційних планів, які дозволяють поетапно пройти шлях від початкової точки в дослідженнях до потрапляння в область бажаного оптимуму та описати його одним з рівнянь регресії, є корисним інструментом для дослідження різних технологічних процесів [18].

Використання статистичних методів планування експерименту дозволяє отримати моделі багатофакторних процесів при мінімальному числі окремих дослідів. Такі методи достатньо широко використовуються для оптимізації процесів напилювання покриттів [19].

Побудова математичної моделі стає невід'ємною частиною досліджень. Отримані співвідношення слугують для визначення шуканих характеристик досліджуваного об'єкта, що задовольняють відповідним статистичним вимогам. Для побудови математичної моделі досліджуваного процесу необхідно мати достатньо чітку уяву про його структуру, поведінку окремих елементів, взаємодії між ними, впливу різноманітних факторів, а також про реакцію на зміну умов досліджень.

Результати досліджень залежності мікротвердості покриттів з порошку АСД-1 від режимів холодного газодинамічного напилювання, наведені в цій статті, є

продовженням авторами роботи з оптимізації режимів напилювання за критерієм мікротвердості. Попередня робота була присвячена отриманню моделі, що пов'язує досліджувані фактори – температуру та тиск газу на вході в сопло, а також дистанцію напилювання, з мікротвердістю покриттів з порошку АСД-1 [20]. З аналізу експериментальних даних і дисперсійного аналізу було отримано емпіричну залежність для прогнозування мікротвердості покриттів з порошку АСД-1 в досліджуваних діапазонах значень. Відхилення розрахункових значень від фактичних становила не більше 5 %.

Мета роботи

На основі отриманої раніше емпіричної моделі побудувати залежності мікротвердості алюмінієвого покриття з порошку АСД-1, отриманого холодним газодинамічним напилюванням, від температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання.

Матеріал і методика досліджень Обладнання та матеріали

Покриття з порошку алюмінію АСД-1 були напилені на підготовлені зразки з алюмінієвого сплаву Д16-Т з використанням установки для холодного газодинамічного напилювання ДИМЕТ-405. Перед напилюванням зразки підлягали абразивно-струминному оброблюванню корундом фракцією від F60 до F120 для забезпечення шорсткості поверхні (від 120 мкм до 160 мкм) та видалення забруднень.

Дослідження мікротвердості отриманих покриттів виконано за ГОСТ 9450-76 «Вимірювання мікротвердості вдавлюванням алмазних наконечників» з використанням твердоміру мікро-Віккерс LECO АМН5. Вимірювання мікротвердості проводилося на підготовлених за стандартними методиками мікрошліфах зразків з покриттями

Планування та проведення експерименту

Планування експерименту зазвичай складається з наступних кроків: вибір факторів, визначення рівнів та інтервалів варіювання, розроблення матриці експерименту.

Вибір факторів починається з встановлення параметрів процесу холодного газодинамічного напилювання, які значним чином впливають на цільову функцію – мікротвердість покриття. В цьому дослідженні були визначені наступні параметри: температура і тиск газу на вході в сопло, а також дистанція напилювання.

Основні рівні експерименту та інтервали варіювання обраних факторів визначають область проведення експерименту. Використано три рівні: низький (-1), середній (0) та високий (+1).

В табл. 1 наведено фактори та рівні, обрані для проведення експерименту.

Центральний композиційний план (ЦКП) з центрами на гранях було застосовано при плануванні експерименту. Для трьох досліджуваних факторів в ЦКП до повного факторного експерименту (типу 2³)

додають «зіркові» точки (6 шт.) з величиною «зіркового» плеча $\alpha = 1$, а також деяке число n_0 точок в центрі плану ($n = 6$). Загальна кількість дослідів склала 20, що достатньо для оцінки лінійного, квадратичного, а також двофакторного впливу змінних параметрів на цільову функцію (мікротвердість).

Таблиця 1 – Фактори та рівні, прийняті в дослідженні

Фактор	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

Опис залежностей впливу досліджуваних параметрів на мікротвердість виконано із застосуванням поліному другого порядку, а рівняння регресії з трьома вихідними змінними має вигляд [20]

$$y(x_1; x_2; x_3) = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_3 x_3 + \beta_{12} x_1 x_2 + \beta_{13} x_1 x_3 + \beta_{23} x_2 x_3 + \beta_{11} x_1^2 + \beta_{22} x_2^2 + \beta_{33} x_3^2, \quad (1)$$

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 , і x_3 відповідно.

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

$$\text{Мікротвердість}^{2,66} (HV_{0,15}) = -7,68133 \cdot 10^5 + 2396,87830(T_0) + 2,74734 \cdot 10^5 (P_0) + 8988,59848(S) - \quad (2)$$

Таблиця 2 – Матриця планування експерименту

Точки на плані	№п/п	Дійсні значення			Закодовані значення			Мікротвердість, $HV_{0,15}$
		$T_0, ^\circ\text{C}$	$P_0, \text{МПа}$	$S, \text{мм}$	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

Побудова поверхонь відгуку отриманої моделі

Використовуючи отримане рівняння (2) були побудовані тривимірні графіки залежності мікротвердо-

сті покриття з порошку АСД-1 в залежності від температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання, в досліджуваних діапазонах значень (див. Таблицю 3), які показано на рисунку 1.

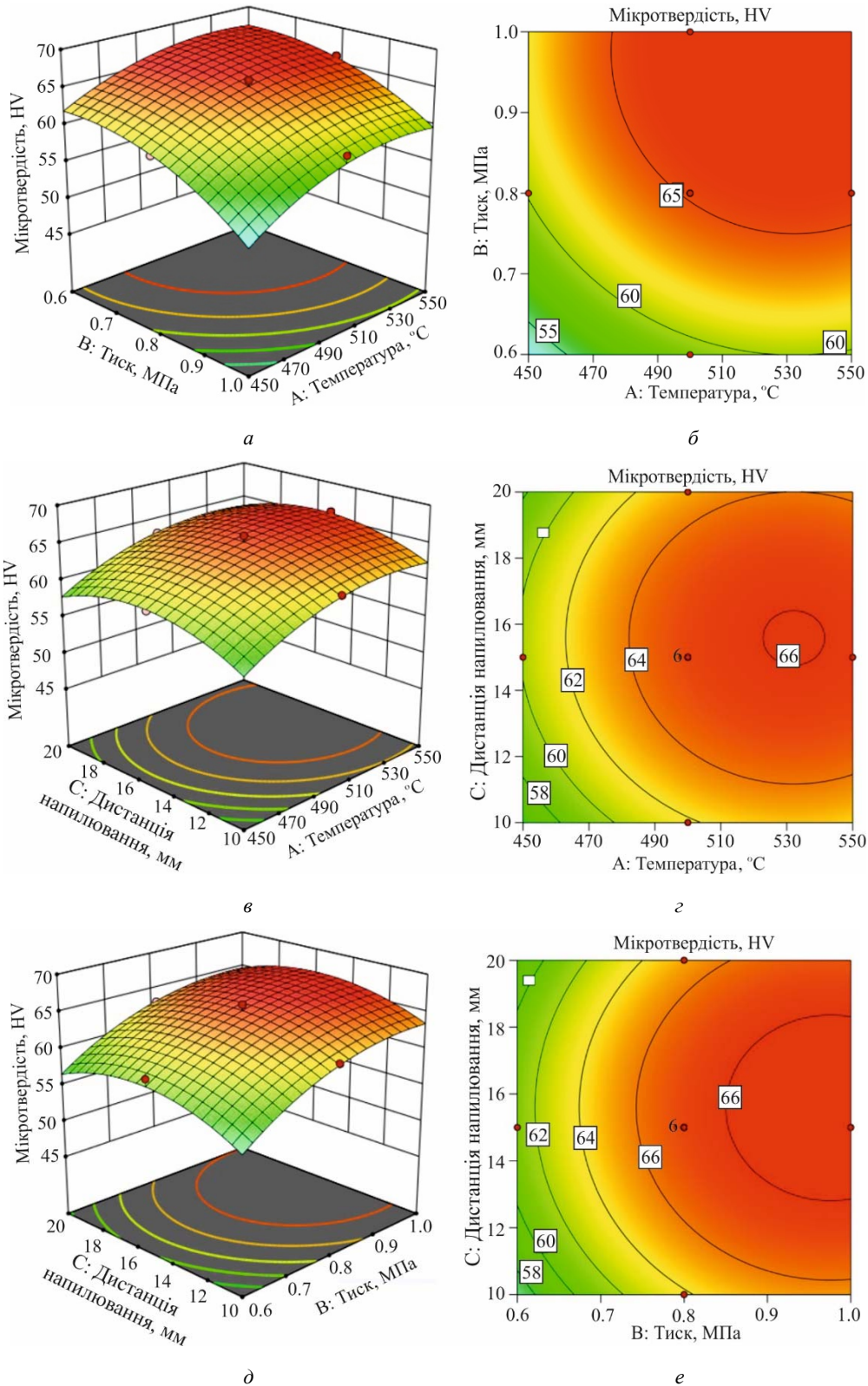


Рисунок 1. Залежності мікротвердості покриттів з порошку АСД-1 від досліджуваних параметрів напилювання: *a, в, д* – поверхні відгуку; *б, г, е* – контурні діаграми

Підвищення робочої температури газу впливає на збільшення швидкості та температури частинок. Обидва фактори – збільшення швидкості і температури зіткнення частинки з підкладкою – в значній мірі впливають на зростання мікротвердості покриття. Вплив температури частинок на мікротвердість можна пояснити їх більшою інтенсивністю деформації при зіткненні з підкладкою через температурне розм'якшення, що сприяє зменшенню кількості та розміру пор в структурі покриття.

Залежність критичної швидкості напилювання від температури частинок була показана в роботі [16]. Зменшення необхідної критичної швидкості напилювання приводить до отримання більших значень відношення швидкості частинки до критичної швидкості, що позитивно впливає на ступінь розплющування частинок порошку, покращення властивостей покриття (зменшення пористості, підвищення мікротвердості, адгезійної та когезійної міцності, тощо), підвищення ефективності напилювання тощо.

Максимальна мікротвердість покриття була отримана при дистанції напилювання, яка приблизно дорівнює 15 мм (див. рисунок 1). З рисунку 1 видно, що зі збільшенням дистанції напилювання з 10 мм до 15 мм мікротвердість зростає. Проте подальше збільшення дистанції до 20 мм призводить до її зменшення.

Дистанція напилювання впливає на газовий потік між вихідним перетином сопла та поверхнею підкладки. При натікання потоку на перешкоду на її поверхні утворюється область підвищеного тиску – стрибок ущільнення. Товщина цього шару залежить від дистанції напилювання – чим більша відстань від виходу сопла до підкладки, тим товщина стрибку є меншою. За результатами комп'ютерних моделювань та експериментальних досліджень різними авторами було встановлено, що при проходженні частинок через стрибок ущільнення спостерігається їх гальмування [21]. Для частинок порошку діаметром 5 мкм це взагалі є суттєвим, що навіть може впливати на зміну їх траєкторії [22]. Зі збільшенням дистанції від зрізу сопла до підкладки з 10 мм до 15 мм, збільшується час знаходження частинок в цьому потоці, швидкість і температура яких продовжує зростати. При цьому зменшується вплив стрибка ущільнення на швидкість частинок при зіткненні з підкладкою. Проте при подальшому збільшенні дистанції напилювання і досягненні певного значення спостерігається гальмування частинок в потоці, падіння їх температури, що і впливає на зменшення мікротвердості покриттів.

Вплив тиску газу на мікротвердість покриттів показано на рисунку 1. Збільшення робочого тиску впливає на збільшення мікротвердості. Зростання мікротвердості спостерігається зі збільшенням тиску приблизно до 0,8 МПа. Подальше збільшення тиску газу майже не впливає на мікротвердість покриттів. Підвищення тиску газу впливає на значення густини потоку в розширній частині сопла. Збільшення густини потоку підвищує силу лобового опору частинки, що позитивно впливає на їх прискорення в газовому потоці [23].

Проте існують певні обмеження зростання тиску газу, пов'язані з геометрією надзвукового сопла, яке розробляється під певне його значення.

Висновки

1. Проведено дослідження впливу режимів холодного газодинамічного напилювання, а саме температури та тиску газу на вході в сопло, а також дистанції напилювання, в широкому діапазоні значень на мікротвердість покриттів з алюмінієвого порошку АСД-1.

2. Планування експерименту виконано з використанням методології планування багатофакторного експерименту з реалізацією центрального композиційного плану з центрами на гранях з обробленням отриманих статистичних даних в програмному пакеті Stat-Ease 360.

3. Отриману раніше нами емпіричну залежність для прогнозування мікротвердості покриття з порошку АСД-1 було використано для побудови залежностей мікротвердості покриттів від досліджуваних параметрів напилювання. Встановлено, що температура газу та дистанція напилювання мають найбільший вплив на мікротвердість покриттів.

Список літератури

1. 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

2. 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

3. Фізико-механічні характеристики та термічне напруження плазмового покриття [Текст] / В. Л. Грешта, А. В. Єршов, В. Я. Грабовський, В. С. Вінченко, С. В. Сейдаметов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2023. – № 3. – С. 27–33. doi: 10.15588/1607-6885-2023-3-4

4. Popov, S. M. Increasing the wear resistance of heavy loaded friction units of anti-friction gas thermal coatings [Text] / S. M. Popov, S. O. Shumykin, H. M. Laptieva, M. S. Yuzhakov // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. – № 2. – С. 33–39. doi: 10.15588/1607-6885-2022-2-6

5. 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

6. 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

7. Srikanth, A. A brief review on cold spray coating

- process [Text] / A. Srikanth, G. Mohammed Thalib Basha, B. Venkateswarlu // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 22, Iss. 4. – P. 1390–1397. doi: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.482>
8. Hu, W. Surface repair of aircraft titanium alloy parts by cold spraying technology [Text] / W. Hu, S. Markovych, K. Tan, O. Shorinov, T. Cao // *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. – 2020. – № 3 (163). – С. 30–42. doi: [10.32620/akt.2020.3.04](https://doi.org/10.32620/akt.2020.3.04)
9. On parameter selection in cold spraying [Text] / H. Assadi, T. Schmidt, H. Richter, J.-O. Kliemann, K. Binder, F. Gärtner, T. Klassen & H. Kreye // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2011. – Vol. 20. – P. 1161–1176. doi: [10.1007/s11666-011-9662-9](https://doi.org/10.1007/s11666-011-9662-9)
10. Kamaraj, M. Cold spray coating diagram: bonding properties and construction methodology [Text] / M. Kamaraj, V. M. Radhakrishnan // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2019. – Vol. 28, Iss. 4. – P. 756–768. doi: [10.1007/s11666-019-00853-5](https://doi.org/10.1007/s11666-019-00853-5)
11. Influence of stand-off distance and pressure in copper coatings deposition efficiency and particle velocity [Text] / B. Moreno-Murguia, A. G. Mora-Garcia, H. Canales-Siller, A. L. Giraldo-Betancur, D. G. Espinosa-Arbelaez, J. Muñoz-Saldaña // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 430. – Paper ID 127986. doi: [10.1016/j.surfcoat.2021.127986](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127986)
12. Шорінов, О. В. Визначення енергетичних параметрів частинок порошку $Ni+Al_2O_3$ в надзвуковому соплі при газодинамічному напилюванні аналітичним методом [Текст] / О. В. Шорінов // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2022. – №2. – С. 64–70. doi: [10.15588/1607-6885-2022-2-11](https://doi.org/10.15588/1607-6885-2022-2-11)
13. Rahmati, S. A numerical approach to study the oxide layer effect on adhesion in cold spray [Text] / S. Rahmati, R. G. A. Veiga, A. Zúñiga, B. Jodoin // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2021. – Vol. 30. – P. 1777–1791. doi: [10.1007/s11666-021-01245-4](https://doi.org/10.1007/s11666-021-01245-4)
14. Дослідження впливу температури газу процесу холодного газодинамічного напилювання на адгезійну міцність нікелевмісних покриттів [Текст] / О. В. Шорінов, А. І. Долматов, С. О. Поливняний, К. Б. Балуюшок // *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. – 2023. – № 4, спецвипуск 2. – С. 82–88. doi: [10.32620/akt.2023.4sup2.11](https://doi.org/10.32620/akt.2023.4sup2.11)
15. Strong effect of carrier gas species on particle velocity during cold spray processes [Text] / X. Suo, S. Yin, M.-P. Planche, T. Liu, H. Liao // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 268. – P. 90–93. doi: [10.1016/j.surfcoat.2014.04.039](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.04.039)
16. Assadi, H. Cold spraying – A materials perspective [Text] / H. Assadi, H. Kreye, F. Gärtner, T. Klassen // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 116. – P. 382–407. doi: [10.1016/j.actamat.2016.06.034](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.034)
17. Research on structure and technological parameters of multi-channel cold spraying nozzle [Text] / W. Hu, K. Tan, S. Markovych, T. Cao // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2021. – Vol. 5, Iss. 1(113). – P. 6–14. doi: [10.15587/1729-4061.2021.242707](https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.242707)
18. Дослідження можливості підвищення пластичності вольфрамового дроту при звичайних температурах шляхом оптимізації технології волочіння / В. С. Вініченко, А. В. Ершов, В. Ю. Ольшанецький, Г. П. Волков, Е. Ю. Іванченко // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2023. – № 4. – С. 32–39. doi: [10.15588/1607-6885-2023-4-5](https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-4-5)
19. 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. – P. 1–17. doi: [10.1155/2022/7900150](https://doi.org/10.1155/2022/7900150)
20. Прогнозування мікротвердості покриттів з порошку АСД-1, отриманих холодним газодинамічним напилюванням [Текст] / О. В. Шорінов, А. І. Долматов, К. Б. Балуюшок, С. О. Поливняний // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2023. – №3. – С. 14–21. doi: [10.15588/1607-6885-2023-3-2](https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-3-2)
21. Standoff distance and bow shock phenomena in the cold spray process [Text] / J. Pattison, S. Celotto, A. Khan, W. O'Neill // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 202. – P. 1443–1454. doi: [10.1016/j.surfcoat.2007.06.065](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.06.065)
22. King, P. C. Relationship between particle size and deformation in the cold spray process [Text] / P. C. King, M. Jahedi // *Applied Surface Science*. – 2010. – Vol. 256. – P. 1735–1738. doi: [10.1016/j.apsusc.2009.09.104](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2009.09.104)
23. Nastic, A. Evaluation of heat transfer transport coefficient for cold spray through computational fluid dynamics and particle in-flight temperature measurement using a high-speed IR camera [Text] // A. Nastic, B. Jodoin // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2018. – Vol. 27. – P. 1491–1517. doi: [10.1007/s11666-018-0787-y](https://doi.org/10.1007/s11666-018-0787-y)

Одержано 29.03.2024

DEPENDENCE OF MICROHARDNESS OF ASD-1 COATINGS ON COLD SPRAYING PROCESS PARAMETERS

- Shorinov O. Candidate of Technical Sciences, Assistant Professor of Dept. of aircraft engine manufacturing technologies, National Aerospace University “Kharkiv Aviation Institute”, Kharkiv, Ukraine, e-mail: o.shorinov@khai.edu, ORCID: 0000-0002-5057-6679
- Polyvianiy S. Deputy director for manufacturing of aircraft engines – head of manufacturing department at JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: sergeypolyvanij@ukr.net, ORCID: 0000-0003-0558-1353

Purpose. To investigate the effect of the main parameters of the cold spraying process, particularly the temperature and pressure of the gas at the nozzle inlet and stand-off distance, on the microhardness of the ASD-1 aluminum coating.

Research methods. The planning and conducting of experimental research were carried out using the design of experiment methodology and regression analysis. The analysis of the obtained results of the experiments was carried out in the software package for statistical data Stat-Ease 360. The research of the microhardness of the sprayed coatings was carried out following GOST 9450-76 "Measurements microhardness by diamond instruments indentation@ using a LECO AMH5 micro-Vickers hardness tester on the prepared cross-section of samples with coatings.

Results. Three-dimensional (response surfaces) and contour graphs of the dependence of the microhardness of coatings deposited by the cold spraying method from ASD-1 powder on the main process parameters - the temperature and pressure of the gas at the nozzle inlet and stand-off distance in a wide range of values - were constructed. According to the results, it was established that the gas temperature and the spraying distance have the most significant influence on the microhardness of the coatings. The relationship between the investigated parameters of spraying with the temperature and velocity characteristics of the powder particles and their effect on the microhardness is described.

Scientific novelty. The complex effect of the main parameters of the cold spraying process, particularly the temperature and gas pressure at the nozzle inlet and the stand-off distance, on the microhardness of ASD-1 aluminum coatings in a wide range of values, was investigated.

Practical value. The obtained dependences of coating microhardness on process parameters can be used in developing scientifically-based recommendations and technological processes of deposition of protective and restorative coatings by cold spraying, particularly on parts of aircraft engines.

Key words: coatings, design of experiment, regression equation, deposition modes, process optimization.

References

1. Sharma, V., Kazi, S. (2019). An investigation on D-gun sprayed Al_2O_3 -SiC coatings. *Surface and Coatings Technology*, 375, 303–314.
2. 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.
3. Greshta, V., Yershov, A., Hrabovskyi, V., Vinichenko, V., Seidametov, S. (2023). Fyzyko-mekhanichni kharakterystyky ta termichne napruzhennia plazmovoho pokryttia [Physical-mechanical characteristics and thermal stress of plasma covering]. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 3, 27–33, [in Ukrainian].
4. Popov, S. M., Shumykin, S. O., Laptieva, H. M., Yuzhakov, M. S. (2022). Increasing the wear resistance of heavy loaded friction units of anti-friction gas thermal coatings. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2, 33–39.
5. 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].
6. 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.
7. Srikanth, A., Mohammed Thalib Basha, G., Venkateshwarlu, B. (2020). A brief review on cold spray coating process. *Materials Today: Proceedings*, 22(4), 1390–1397.
8. Hu, W., Markovych, S., Tan, K., Shorinov, O., Cao, T. (2020). Surface repair of aircraft titanium alloy parts by cold spraying technology. *Aerospace Technic and Technology*, 3(163), 30–42.
9. Assadi, H., Schmidt, T., Richter, H., Kliemann, J.-O., Binder, K., Gärtner, F., Klassen, T., Kreye, H. (2011). On parameter selection in cold spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 20, 1161–1176.
10. Kamaraj, M., Radhakrishnan Kamaraj, V. M. M. (2019). Cold spray coating diagram: bonding properties and construction methodology. *Journal of Thermal Spray Technology*, 28(4), 756–768.
11. Moreno-Murguía, B., Mora-García, A. G., Canales-Siller, H., Giraldo-Betancur, A. L., Espinosa-Arbelaez, D. G., Muñoz-Saldaña, J. (2022). Influence of stand-off distance and pressure in copper coatings deposition efficiency and particle velocity. *Surface and Coatings Technology*, 430, 127986.
12. Shorinov, O. V. (2022). Vyznachennya enerhetychnykh parametriv chastynok poroshku $\text{Ni}+\text{Al}_2\text{O}_3$ v nadzvukovomu sopli pry hazodynamichnomu napylyuvanni analitychnym metodom [Determination of energy parameters of $\text{Ni}+\text{Al}_2\text{O}_3$ 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].
13. Rahmati, S., Veiga, R. G. A., Zúñiga, A., Jodoin, B. (2021). A numerical approach to study the oxide layer effect on adhesion in cold spray. *Journal of Thermal Spray Technology*, 30, 1777–1791.

14. Shorinov, O., Dolmatov, A., Polyvianyi, S., Balushok, K. (2023). Doslidzhennia vplyvu temperatury hazu protsesu kholodnoho hazodynamichnoho napyliuvannia na adheziinu mitsnist nikelvemisnykh pokryttiv [Study of the effect of the gas temperature of the cold gas dynamic spraying process on the adhesion strength of nickel-containing coatings]. *Aerospace Technic and Technology*, 4, sup2, 82–88, [in Ukrainian].
15. Suo, X., Yin, S., Planche, M.-P., Liu, T., Liao, H. (2015). Strong effect of carrier gas species on particle velocity during cold spray processes. *Surface and Coatings Technology*, 268, 90–93.
16. Assadi, H., Kreye, H., Gärtner, F., Klassen, T. (2016). Cold spraying – A materials perspective. *Acta Materialia*, 116, 382–407.
17. Hu, W., Tan, K., Markovych, S., Cao, T. (2021). Research on structure and technological parameters of multi-channel cold spraying nozzle. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 5, 1(113), 6–14.
18. Vinichenko, V., Yershov, A., Ol'shanetskii, V., Volkov, V., Ivanchenko, E. (2023). Doslidzhennia mozhyvosti pidvyshchennia plastychnosti volframovoho drotu pry zvychnykh temperaturakh shliakhom optymizatsii tekhnolohii volochinnia [Study of the possibility of increasing the plasticity of tungsten wire at normal temperatures by optimizing the drawing technology]. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 4, 32–39, [in Ukrainian].
19. 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, 1–17.
20. Shorinov, O., Dolmatov, A., Balushok, K., Polyvianyi, S. (2023). Prohnozuvannia mikrotverdosti pokryttiv z poroshku ASD-1, otrymanykh kholodnym hazodynamichnym napyliuvanniam [Prediction of microhardness of asd-1 powder cold spraying coatings]. *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 3, 14–17, [in Ukrainian].
21. Pattison, J., Celotto, S., Khan, A., O'Neill, W. (2008). Standoff distance and bow shock phenomena in the cold spray process. *Surface and Coatings Technology*, 202, 1443–1454.
22. King, P. C., Jahedi, M. (2010). Relationship between particle size and deformation in the cold spray process. *Applied Surface Science*, 256, 1735–1738.
23. Nastic, A., Jodoin, B. (2018). Evaluation of heat transfer transport coefficient for cold spray through computational fluid dynamics and particle in-flight temperature measurement using a high-speed IR camera. *Journal of Thermal Spray Technology*, 27, 1491–1517.

UDC 621.791.9-023.5

Molochkov D. Post-graduate student, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: molochkov@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9030-5371
Kulykovskiy R. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Metal Forming, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: kulikovski@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0001-8781-2113

PULSE DEPOSITION METHOD FOR WIRE AND ARC ADDITIVE MANUFACTURING

Purpose. To reduce the waviness of the side surfaces of wire and arc additive manufactured parts.

Research methods. Two groups of deposited specimens were used. The waviness of the side surfaces was measured from digital images of the cross sections of the specimens. The images were obtained by optical digital scanning. To establish a functional relationship between the geometric parameters of the beads and the main deposition parameters, regression and analysis of variance were performed on the measured data.

Results. It was found that different combinations of the main process parameters resulted in a surface waviness of 1.21 ± 0.23 mm. Based on the results obtained, a pulse deposition method was developed. The implementation of regular pauses reduced the heat input and the time spent by the material in the molten state, which limited its distribution. The proposed method resulted in a significantly lower waviness of 0.47 ± 0.08 mm and a significant improvement in the stability of the resulting surface irregularity.

Scientific novelty. It has been shown for the first time that the waviness of the side surfaces in wire and arc additive manufacturing does not depend on the main deposition parameters, but is related to the nature of the arc-based deposition process. The developed method of pulsed deposition limits the time the metal remains in the molten state, which reduces the waviness of the surfaces by up to 60% and improves the stability of the geometry by three times, reducing the standard deviation to 0.08 mm.

Practical value. Pulsed deposition improves the predictability of the printed geometry by improving the accuracy and quality of the side surfaces. This reduces the required machining allowance, speeds up production, and reduces material waste. In some cases, the predictability of the geometry makes it possible to eliminate post-processing.

Key words: additive manufacturing, 3D printing, WAAM, GMAW, arc welding, waviness, surfaces, heat input, parameter optimization.

Introduction

Modern manufacturing processes are focused on enhancing the functionality and service life of components and tools, which could be achieved using advanced materials with improved characteristics. Despite their high-performance properties, such materials are also costly, making the optimal use of each material a priority in production. The efficiency of materials can be enhanced by adopting cutting-edge additive manufacturing technologies, which allow for the optimization of the ratio of material used to the weight of the finished product, thereby reducing waste and increasing the utilization of material in the final product [1].

The quality of parts produced through additive manufacturing based on arc welding (WAAM), without additional mechanical post-processing, often proves to be unacceptable, as the deviations in the shape of such parts and the geometry of their surfaces significantly impair the accuracy of dimensions and mechanical properties, which must meet the requirements set by designers. At the same time, the use of mechanical cutting processing resolves the issue of surface quality and geometric accuracy, but the removal of excess material added for machining allowance, as well as the use of cutting tools, leads to additional material costs and increases production time.

Eliminating or reducing post-processing can potentially speed up the production of parts that are not demanding in terms of surface quality, as well as reduce their cost. However, the characteristic waviness of surfaces typical for the WAAM method, which negatively affects the strength of the parts and their resistance to cracking, must be considered at the design or production stage [2–4]. Predicting the mechanical characteristics of printed components is complicated by the unstable unevenness of the lateral surfaces in the longitudinal and transverse directions to the layers, which is formed by the peculiarity of metal transfer and bead formation in the WAAM process based on GMAW (Gas Metal Automatic Welding).

Optimization of the bead formation process in metal is a relevant scientific and technical issue, the resolution of which will ensure high-quality geometry of the surfaces of the printed parts, improve the efficiency of material use, and reduce the volume of post-processing.

Analysis of Research and Publications

To ensure acceptable quality of WAAM parts, especially when used without post-processing, it is necessary to optimize the unevenness of the lateral surfaces of the printed parts by controlling the geometric parameters of each individual layer of the product. The main

parameters are the width and height of both individual beads and their combinations. This simplified characterization allows for planning the growth trajectory and segmenting 3D models into separate layers. Unbalanced printing parameters inevitably lead to the formation of welding defects such as pores and lack of fusion, as well as deviations in the shape of the printed part.

WAAM based on GMAW is a complex additive process based on the principles of arc welding with a consumable electrode in a shielded gas environment. Accordingly, the main technological parameters of WAAM can be considered the wire feed speed (WFS) and the travel speed of the torch (TS). Additionally, some studies mention the impact of the interpass surface temperature on the geometric parameters of both individual beads and the printed objects as a whole [5].

Optimization of technological parameters in WAAM is the central theme of many studies aimed at improving productivity, optimizing the geometry of printed parts, and reducing residual stresses caused by the thermal cycles of layer-by-layer growth. These studies indicate that among all technological parameters, the wire feed speed (WFS) and the travel speed of the torch (TS) are key factors that affect the geometric parameters of the beads, the stability of the WAAM process, and the accompanying thermal cycles [5, 6]. In various studies concerning the quality of the geometry of printed parts, the effective wall width (EWW) is often discussed in terms of its relationship with the main technological parameters of WAAM, namely WFS and TS [6–8].

In the context of WAAM, particularly when growing thin-walled parts, the effective wall width (EWW) and the total wall width (TWW) can be considered as one of the criteria for assessing the optimality of the chosen technological parameters. The ratio of TWW/EWW can serve as a criterion for selecting among several combinations of parameters that provide the same size of TWW or EWW. A lower ratio indicates less surface waviness and, therefore, higher material usage efficiency. With the same EWW achieved by different combinations of WFS and TS parameters, the least surface waviness will ensure the smallest TWW/EWW ratio.

Among the main parameters, WFS directly ensures the delivery of a specific volume of filler material to the application site per unit of time. Moreover, WFS is directly related to the magnitude of the welding current, which, in turn, is directly proportional to the amount of heat input [9]. WFS must be balanced with TS to ensure a stable arc burning process and, accordingly, a stable geometry of the deposited layer. TS, along with WFS, provides a certain volume of filler material per unit length of the trajectory, which can significantly affect the width of the weld bead and the overlap of adjacent beads. It is also noted that TS directly influences the heating rate of the base material, as this parameter determines the time the heat source remains on a specific segment of the trajectory. At lower TS values, the heat input and the width of the beads increase, while at higher TS, insufficient fusion between layers and unstable bead shape may occur [7, 8]. Thus, heat input, controlled

by TS and the magnitude of the welding current, as well as WFS, significantly affect the height-to-width ratio of the bead. With an increase in heat input, the height-to-width ratio of the bead decreases, while an increase in WFS causes this ratio to increase. Additionally, as the height of the bead increases, the wetting angle of the surface by the applied bead also increases, whereas an increase in the bead width decreases it. [8–11].

Based on existing research, optimizing WFS and TS is the most effective method to ensure control over the geometry of the beads, maintain process stability, and achieve good surface quality and dimensional accuracy of WAAM parts. [12–14].

Objective of the work

In the context of the identified problem, the main objective of the work is to reduce the waviness of the lateral surfaces of parts manufactured using the WAAM method. To achieve this objective, it is necessary to:

- Experimentally determine the dependence of waviness on the technological parameters WFS and TS;
- Based on the experiment, analyse the bead formation and identify the main causes of the unstable process of metal bead formation;
- Develop a method to reduce the waviness of the lateral surfaces by improving the control of heat input and the deposition of filler metal.

Materials and Methods

The previously determined range of optimal technological parameters for WAAM [15] ensures the stability of individual bead formation in the longitudinal direction of the deposition trajectory. However, to assess the suitability of a particular combination of WFS and TS parameters for use with reduced post-processing, it is necessary to investigate the lateral surfaces of the walls formed during multi-layer growth. For this purpose, based on the previous range, a practical experiment with multi-layer growth of single-pass walls was planned. Four values of WFS and TS parameters from the range defined in the previous section were selected for this. Based on the selected factors, a full factorial experiment with sixteen parameter combinations (Table 1) was conducted, which was used to fabricate sixteen samples

Each sample consisted of ten layers of single-pass beads, each 85 mm in length. The beads of the first layer of all samples were deposited on the surface of a metal plate with the same welding parameters to form the base of the walls. Subsequent beads were deposited with the respective welding parameters, changing the deposition direction every second layer. This growth strategy eliminated the effect of height accumulation at the beginning of the wall and height drop at its end. The contact tip to work distance (CTWD) was maintained at a constant value of 13 mm. The interpass temperature was controlled at $100 \pm 10^\circ\text{C}$ to eliminate the heat accumulation effect, which influences the fluidity of the metal [16, 17].

Table 1 – Design of experiment for determining the relationship of surface quality with WFS and TS

Sample #	WFS, m/min	TS, cm/min
1	2	30
2	4	30
3	6	30
4	8	30
5	2	40
6	4	40
7	6	40
8	8	40
9	2	50
10	4	50
11	6	50
12	8	50
13	2	60
14	4	60
15	6	60
16	8	60

The primary filler material chosen for the experiment was welding wire made of heat-resistant stainless alloy 718 with a diameter of 1.2 mm. This material is popular in the aerospace engine industry and widely used in power generation units. Alloy 718 is well-suited for welding, and thus the WAAM process is not accompanied by defects such as porosity or cracking. Given the chemical composition of the material, the growth was performed in an argon environment with a purity of 99.993%. For the substrate, low-carbon structural steel sheet was chosen, as it has sufficient compatibility with alloy 718 to form a strong metallurgical bond until the growth is completed and testing is conducted.

For sample growth, a Yaskawa Motoman MA1440 welding robot equipped with a Fronius TPS500i welding power source, WF25i and WF60i Robacta Drive wire feeders, and a Fronius MTB 500i WR 22° welding torch was used.

Research Results

Upon completion of sample fabrication, a qualitative assessment of the material deposition process and the longitudinal stability of the bead geometry during multilayer growth was conducted. As expected, sample 4 with the highest WFS/TS ratio lost its shape after the third deposited layer (Fig. 1). The loss of shape was due to a significant excess of metal and the amount of heat input, which, combined with the lowest TS, provided the highest linear energy among the studied samples. This led to an increase in the size of the molten metal pool and its overflow with filler material. The excess material per unit length of the bead resulted in its spilling, manifesting as a wide and uneven bead shape. The other samples demonstrated satisfactory longitudinal stability of bead shape.

The primary parameter for evaluating the geometry quality of the printed parts is the waviness of the lateral surfaces, as defined by ISO 21920-2 (formerly ISO 4287) [18]. The smallest absolute value of waviness (W_t)

indicates stability and consistency of the forming process, ensuring the best possible operational properties and material usage efficiency.

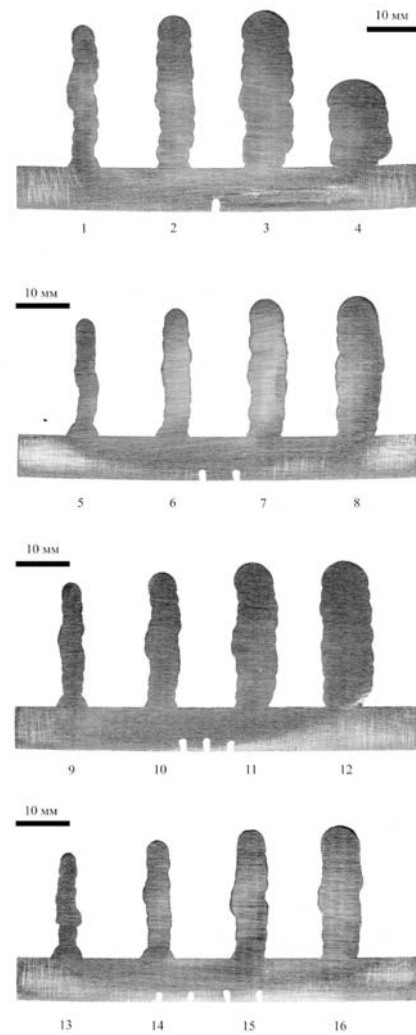


Figure 1. Cross-sections of samples with continuous beads

To assess the cross-sectional shapes of the printed samples, surface maps with the initial profile of each sample were created based on their scanned images (density of 1200 pixels/inch or 47.244 pixels/mm) using ImageJ software. By applying a Gaussian filter according to ISO 16610-21, the waviness profile was separated from the roughness component.

The waviness measurements were taken over a specific evaluation length, which was the full length of the lateral surface profile of each sample, excluding the first and last deposited layers. This exclusion is justified by the fact that the first layer is deposited on a cold substrate, resulting in a smaller width and greater height compared to subsequent layers. Therefore, when studying EWW and the maximum waviness W_t , this could significantly affect the measurement results. For the same reason, the last layer, which has a curved shape, was excluded from the calculations as it could significantly distort the

measurement results. To simplify the analysis, a profile length of 2 mm from the substrate and the surface of the last layer was excluded.

The measurements of TWW and EWW showed a consistent relationship with WFS and TS, similar to what was previously determined [15]. At the same time, the waviness W_t measured based on the profiles of the studied samples was 1.21 ± 0.23 mm. Since WFS and TS collectively determine the linear energy, it is logical to seek a connection between the waviness and linear energy. The Pearson correlation coefficient of 0.68 between the total waviness and linear energy indicates a strong positive linear correlation of the variables. However, despite the correlation coefficient, it is impossible to establish a significant functional relationship between these parameters.

Thus, the experiment with multilayer growth confirmed the adequacy of the previously determined range of WFS and TS parameters, beyond which the stability of bead formation is disrupted, making it impossible to continue the growth process. Since the selected combinations of WFS and TS parameters for the study form walls with a waviness of 1.21 ± 0.23 mm, considering the absence of a functional relationship between the waviness and WAAM technological parameters, the optimality of the latter will be determined by EWW according to the design of individual parts.

The absence of a functional relationship, along with qualitative and quantitative analyses of the sample profiles, indicates that the resulting waviness is caused not so much by a specific combination of technological parameters but by the nature of the process itself, which uses an electric arc as a heat source. The probability of abnormally high waviness is extremely high, especially when using higher values of linear energy. The overflow of the molten metal pool disrupts the stability of the pool shape and the printed elements, affecting the quality of component formation in additive manufacturing and the deposition productivity of WAAM. This is corroborated by other studies, which state that WAAM has potential issues with morphological accuracy due to arc metallurgy mechanisms with complex thermal cycles [19].

Based on the analysis of unsatisfactory combinations of technological parameters, a pulsed material deposition method was proposed to improve the control of bead formation. Pulsed deposition, or material deposition in portions, can provide lower heat input into the part by periodically turning off the arc. Dynamic processes in the molten metal pool can cause disturbances in bead geometry. Bead formation can be particularly unstable with critical combinations of the main WAAM process parameters. Therefore, to limit the flow of molten metal and shorten the lifespan of the molten metal pool, it was proposed to use pulsed delivery of both filler material and energy for melting. Periodic interruptions in the process help control the size of the molten metal pool and limit the metal's spread.

The proposed method involves using discrete portions of metal in the form of deposited points. Each such

portion of deposited material can be described by its diameter D and height H . According to a previous experiment [15], which established the relationship between bead width and height and WAAM technological parameters, the size of the point can be determined by WFS and its deposition time AT (active time) (Fig. 2).

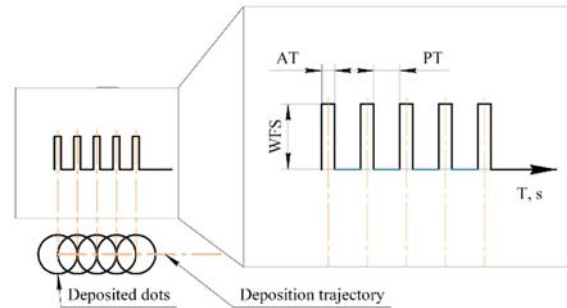


Figure 2. Pulsed deposition diagram

Thus, the formation of a continuous bead, consisting of a chain of individual points, is controlled by the size D of one point, the torch travel speed TS , and the non-deposition time PT (passive time) (Fig. 2). Therefore, the first step in developing the pulsed material deposition method is to establish the dependence of the sizes of individual points on the WFS and AT parameters. Based on the previously determined range of parameters, a 3×3 experiment matrix was constructed to study the size of the portion (point) (Table 2).

Table 2 – Dot size evaluation experiment

Sample #	WFS, m/min	AT, s
1	5	0.15
2	5	0.25
3	5	0.35
4	7	0.15
5	7	0.25
6	7	0.35
7	9	0.15
8	9	0.25
9	9	0.35

WFS of 3 m/min was not used in this experiment, as the previous experiment showed a lack of material in three out of four samples with continuous material deposition. In pulsed deposition, even less material is added per unit of time, so the result will be predictably negative for this WFS with sequential point deposition.

As a result of the full factorial experiment, nine samples of points were obtained, deposited in five layers (Fig. 3). To prevent the effect of heat accumulation on the sample geometry, the interlayer temperature was maintained at up to 100°C . During the experiment, the substrate temperature did not exceed 80°C . The average height of individual points was 1.01 ± 0.16 mm. At the same time, correlation analysis showed a strong positive relationship between the point diameter D and WFS. The Pearson coefficient for this pair of parameters was 0.82. A

significant correlation also exists between the point diameter D and the arc time AT , for which the Pearson coefficient was 0.56. Thus, with the increase of both technological parameters, the diameter of the point also increases (Fig. 4). The normality test showed a normal distribution of the measured D values with a high probability ($p = 0.93$). Through regression analysis, the following dependence was obtained:

$$\sqrt{D} = 1.1914 + 0.09946 \times WFS + 1.348 \times AT. \quad (1)$$

According to the T-test, the WFS parameter has the most significant positive effect on the change in point diameter (Table 3). The Fisher criterion for the regression was 126.75, indicating the significance of the constructed model. Its adequacy is confirmed by the coefficient of determination R^2 of 97 % and a standard error of 0.04 mm.



Figure 3. Multilayer dot samples

Table 3 – ANOVA and regression analysis of the dot diameter model

Parameters	WFS	AT
Coeff.	0.09946	1.348
SE Coeff.	0.00755	0.151
T-Value	13.18	8.93
F-Value	173.69	79.81
P-Value	0.000	0.000

To form continuous beads, a methodology for their combination based on point sizes was developed. For this purpose, the optimal TS speed was selected based on previous experiments. Using the selected TS speed and point diameter D , the passive time PT between points was calculated. The passive time and TS determine the distance from the location where the arc of the previous point is turned off to the location where the arc of the next point is ignited. This distance should not exceed a certain value; otherwise, individual points rather than a continuous bead will be formed. It is assumed that the ignition of the arc for the deposition of the next point should start when the torch has traveled a distance equal to the radius of the previous point (Fig. 5). PT can be calculated using a simple formula:

$$PT = \frac{R}{TS}, \quad (2)$$

where PT – is the passive time, s; R – is the radius of the deposited point, mm; TS – is the travel speed of the torch, mm/s.

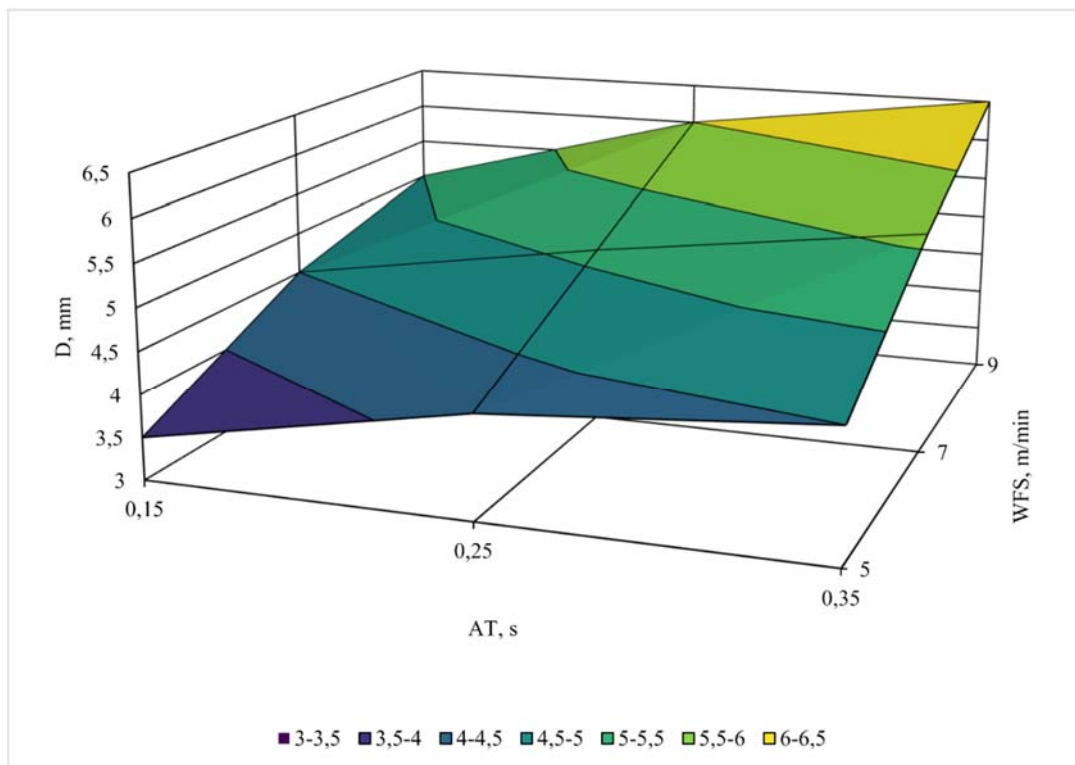


Figure 4. Dependence of deposited dot diameter on WFS and arc time

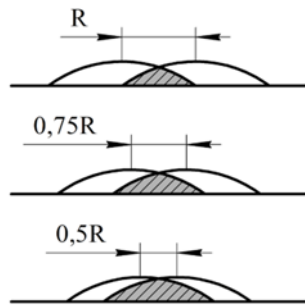


Figure 5. Dot by dot bead formation by pulse deposition

To investigate the possibility of forming continuous beads from individual points, the diameter measurement results were divided into three groups by size ± 0.25 mm. Each group has several parameter combinations that provide similarly sized points. Heat input analysis shows that a combination with higher WFS and lower AT provides less heat input, making it more preferable for application. Additionally, to study the effect of point density on surface irregularity, 75 % and 50 % of the calculated PT were used. Given that three variable parameters were selected for bead formation, the experimental design was developed using the Taguchi method, which, unlike a factorial experiment for testing all combinations, uses an orthogonal array for efficient parameter combination testing (Table 4).

Table 4 – Design of experiment for pulse deposition

PT, s	D, mm	TS, cm/min
t	D1	30
t	D2	40
t	D3	50
0.75t	D1	40
0.75t	D2	50
0.75t	D3	30
0.5t	D1	50
0.5t	D2	30
0.5t	D3	40

Using the selected parameter combinations, nine samples were printed, each consisting of 14 layers (Fig. 6). The first layer was deposited with the same regime parameters to form subsequent layers, so the first layer was not considered in further analysis. The temperature of the samples between layers did not exceed 100 °C. The obtained samples demonstrate significant improvement in geometric stability and reduction in waviness. Measurements showed that the average value of total waviness W_t for all samples decreased to 0.47 mm with a standard deviation of 0.08 mm.

Thus, the proposed pulsed material deposition method reduces waviness from 1.21 mm to 0.47 mm, which is an average reduction of 61 % compared to the waviness formed by traditional continuous material deposition. Additionally, the reduction in the standard error

from 0.23 mm to 0.08 mm, almost three times, indicates a substantial improvement in the uniformity of the lateral surfaces.

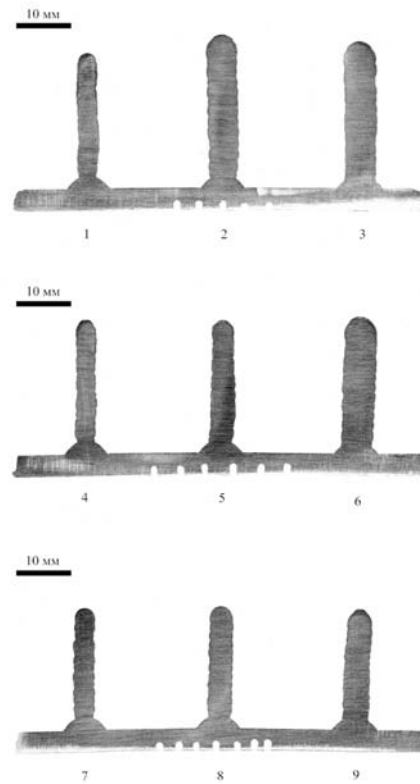


Figure 6. Cross-sections of samples with pulse deposited beads

Comparison of samples with continuous and pulsed material deposition shows that at similar EWW values (e.g., 5.11 mm for sample #2 with continuous deposition and 5.37 mm for sample #6 with pulsed deposition), the TWV/EWW ratio is 1.5 and 1.17, respectively. Thus, reducing waviness improves material usage efficiency. The linear energy during the growth of sample #2 was 380 J/mm. In sample #6, the linear energy was reduced to 272 J/mm due to the introduction of periodic energy delivery interruptions.

Taguchi method analysis established that passive time PT has the greatest effect on the waviness W_t (Fig. 7). The travel speed of the torch TS also shows a significant effect, while the point diameter has almost no impact on waviness. According to the analysis, the smallest waviness is achieved with shorter passive time PT and lower TS. Given that reduced pause time and decreased torch travel speed provide the highest linear energy for given WFS and AT, it can be concluded that the unevenness of the lateral surfaces primarily depends on the size and stability of the molten metal pool. By limiting the time of the deposited metal remaining in the molten state, the quality of the surfaces was improved.

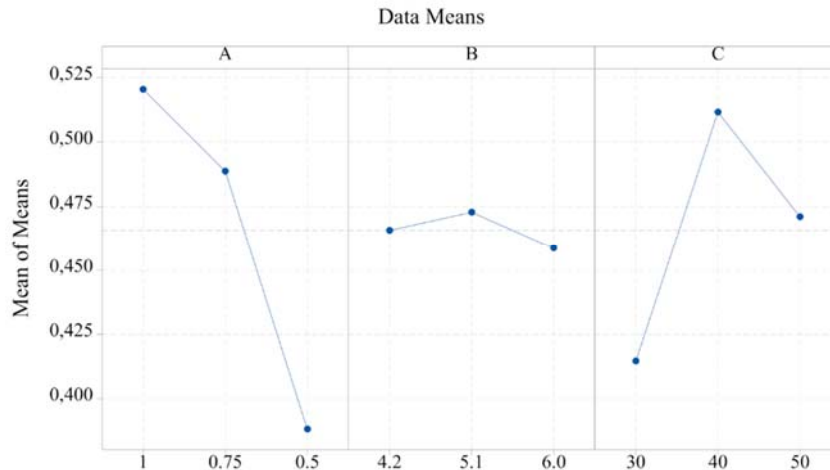


Figure 7. Main Effects Plot for Mean Values of PT (A), D (B) and WFS (C)

Conclusions

As a result of the experiments conducted, it was determined that the selected combinations of WFS and TS parameters from the previously identified range of optimal parameters provide an average surface waviness of 1.21 mm with a standard deviation of 0.23 mm. Thus, it was confirmed that the waviness of WAAM part surfaces is primarily caused by the nature of the arc material deposition process rather than the main technological parameters.

Based on the analysis, a method was proposed and developed to enhance the control of bead formation and reduce surface irregularities by introducing pulsed material deposition and energy delivery for melting the filler material. Deposition with periodic interruptions allowed for a reduction in heat input and the duration of the material in the molten state, thereby limiting its spread. The proposed method provides a waviness of 0.47 ± 0.08 mm, indicating not only a reduction in waviness but also a significant improvement in the repeatability or stability of the formed surface irregularities. At the same time, the introduction of periodic interruptions reduces the linear volume of metal, thus decreasing the production process efficiency.

It was determined that at equal EWW values, the proposed pulsed material deposition method provides a lower TWW/EWW ratio compared to traditional continuous deposition. Reducing this ratio means improved material utilization efficiency, stability of bead formation, and predictability of geometric parameters of both individual beads and printed elements as a whole.

References

1. Cunningham C. R., Wikshåland S., Xu F., Kemakolam N., Shokrani A., Dhokia V., Newman S. T. (2017). Cost Modelling and Sensitivity Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 11, 650–657. doi:10.1016/j.promfg.2017.07.163
2. Lockett H., Ding J., Williams S., Martina F. (2017). Design for Wire + Arc Additive Manufacture:

design rules and build orientation selection. *Journal of Engineering Design*, 28, 7–9, 568–598. doi:10.1080/09544828.2017.1365826

3. Molochkov D., Kulykovskiy R., Brykov M., Hesse O. (2013). The Influence of Surface Irregularities on the Mechanical Properties of Thin-Walled Wire and Arc Additively Manufactured Parts. *Journal of Engineering Sciences* 6 10, 26 A10–A17. doi:10.21272/jes.2023.10(2).a2

4. Peng D., Ang A. S. M., Michelson A., Champagne V., Birt A., Jones R. (2022). Analysis of the Effect of Machining of the Surfaces of WAAM 18Ni 250 Maraging Steel Specimens on Their Durability. *Materials*, 15, 24, 8890. doi:10.3390/ma15248890

5. Teixeira F. R., Scotti F. M., Jorge V. L., Scotti A. (2023). Combined effect of the interlayer temperature with travel speed on features of thin wall WAAM under two cooling approaches. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 6 126, 1–26 273–289. doi:10.1007/s00170-023-11105-w

6. Le V. T., Doan Q. T., Mai D. S., Bui M. C., Tran H. S., Tran X. Van, Nguyen V. A. (2022). Prediction and optimization of processing parameters in wire and arc-based additively manufacturing of 316L stainless steel. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 44, 9, 394. doi:10.1007/s40430-022-03698-2

7. Dahat S., Hurtig K., Andersson J., Scotti A. (2020). A Methodology to Parameterize Wire + Arc Additive Manufacturing: A Case Study for Wall Quality Analysis. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 4, 1, 14. doi:10.3390/jmmp4010014

8. Manjhi S. K., Sekar P., Bontha S., Balan A. S. S. (2023). Effect of CMT-WAAM Process Parameters on Bead Geometry, Microstructure and Mechanical Properties of AZ31 Mg Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. doi:10.1007/s11665-023-08498-w.

9. Adak D. K., Mukherjee M., Pal T. K. (2015). Development of a Direct Correlation of Bead Geometry, Grain Size and HAZ Width with the GMAW Process

Parameters on Bead-on-plate Welds of Mild Steel. Transactions of the Indian Institute of Metals, 68, 5, 839–849. doi:10.1007/s12666-015-0518-8

10. Rosli N. (2020). Influence of Process Parameter on the Height Deviation of Weld Bead in Wire Arc Additive Manufacturing, 10, 3, 1165–1176. doi:10.24247/ijmperdjun2020101

11. Lam T. F., Xiong Y., Dharmawan A. G., Foong S., Soh G. S. (2020). Adaptive process control implementation of wire arc additive manufacturing for thin-walled components with overhang features. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 108, 4, 1061–1071. doi:10.1007/s00170-019-04737-4

12. Baier D., Wolf F., Weckenmann T., Lehmann M., Zaeh M. F. (2022). Thermal process monitoring and control for a near-net-shape Wire and Arc Additive Manufacturing. Production Engineering, 16, 6, 811–822. doi:10.1007/s11740-022-01138-7

13. Silva L. J. da, Teixeira F. R., Araújo D. B., Reis R. P., Scotti A. (2021). Work Envelope Expansion and Parametric Optimization in WAAM with Relative Density and Surface Aspect as Quality Constraints: The Case of Al5Mg Thin Walls with Active Cooling. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 5, 2, 40. doi:10.3390/jmmp5020040

14. Thien A., Saldana C., Kurfess T. (2022). The effect of WAAM process parameters on process conditions and production metrics in the fabrication of single-pass

multi-layer wall artifacts. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 119, 1–2, 531–547. doi:10.1007/s00170-021-08266-x

15. Molochkov D., Kulykovskiy P., Furmanova N. (2021). Визначення оптимальних параметрів процесу ваам на основі технології cmt з використанням низьковуглецевої нелегованої сталі. Innovative Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering, 1, 62–68. doi:10.15588/1607-6885-2021-1-9

16. Wu B., Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H., Han J., Fei Z. (2017). Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V. Journal of Materials Processing Technology, 250, 304–312. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037

17. Montecchi F., Venturini G., Grossi N., Scippa A., Campatelli G. (2018). Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: A finite element-based technique. Additive Manufacturing, 21, 479–486. doi:10.1016/j.addma.2018.01.007

18. International Organization for Standardization (ISO) ISO 21920-2:2021 Geometrical product specifications (GPS) – Surface texture: Profile Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters. 2021.

19. Chen X., Kong F., Fu Y., Zhao X., Li R., Wang G., Zhang H. (2021). A review on wire-arc additive manufacturing: typical defects, detection approaches, and multisensor data fusion-based model. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 117, 3–4, 707–727. doi:10.1007/s00170-021-07807-8

Received 03.04.2024

МЕТОД ІМПУЛЬСНОГО НАНЕСЕННЯ МАТЕРІАЛУ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ НА ОСНОВІ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ

Молочков Д. Є. аспірант Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: molochkov@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9030-5371

Куликовський Р. А. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри обробки металів тиском Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kulikovski@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-8781-2113

Мета роботи. Зменшення хвилястості бокових поверхонь деталей, які виготовляються методом адитивного виробництва на основі електродугового зварювання.

Методи дослідження. Використано дві групи зразків, виготовлених методом адитивного виробництва на основі електродугового зварювання. Хвилястість бокових поверхонь вимірювалась на основі цифрових зображень поперечних перерізів зразків. Зображення отримано шляхом оптично-цифрового сканування. Для встановлення функціонального зв'язку між геометричними параметрами валків і технологічними параметрами процесу виконувався регресійний та дисперсійний аналізи вимірних даних.

Отримані результати. Визначено, що різні комбінації основних технологічних параметрів забезпечують хвилястість поверхонь $1,21 \pm 0,23$ мм. Виходячи з отриманих результатів було розроблено метод імпульсного нанесення матеріалу. Впровадження періодичних переривань дозволило зменшити тепловнесення і час перебування матеріалу в розплавленому стані, що обмежило його розтікання. Запропонований метод забезпечив значно меншу хвилястість $0,47 \pm 0,08$ мм і значне покращення стабільності утворюваної нерівномірності поверхонь.

Наукова новизна. Вперше показано, що хвилястість бокових поверхонь при адитивному виробництві на основі електродугового зварювання не залежить від основних технологічних параметрів виробництва, а пов'язана саме з природою процесу нанесення розплавленого металу в цьому методі. Розроблений метод імпульсного нанесення матеріалу обмежує час перебування металу в розплавленому стані, чим досягається

зменшення хвилястості поверхонь на величину до 60 % і покращення стабільності геометрії в три рази, за рахунок зменшення стандартного відхилення до 0,08 мм.

Практична цінність. Імпульсний метод формоутворення покращує передбачуваність вироцуюваної геометрії за рахунок покращення точності та якості бокових поверхонь. Це дозволяє зменшити величину припуску на обробку і пришвидшити виробництво, а також скоротити відходи. В окремих випадках передбачуваність геометрії дозволяє відмовитись від пост-обробки.

Ключові слова: адитивне виробництво, 3Д-друк, WAAM, GMAW, електродугове зварювання, хвилястість, поверхні, тепловнесення, оптимізація параметрів.

Список літератури

1. Cost Modelling and Sensitivity Analysis of Wire and Arc Additive Manufacturing Cunningham C. R., Wikshåland S., Xu F., Kemakolam N. et al. // *Procedia Manufacturing*. – 2017. – Iss. 11, N June 2017. – P. 650–657. doi:10.1016/j.promfg.2017.07.163.
2. Design for Wire + Arc Additive Manufacture: design rules and build orientation selection / Lockett H., Ding J., Williams S., Martina F. // *Journal of Engineering Design*. – 2017. – Iss. 28, N 7–9. – P. 568–598. doi:10.1080/09544828.2017.1365826
3. The Influence of Surface Irregularities on the Mechanical Properties of Thin-Walled Wire and Arc Additively Manufactured Parts / Molochkov D., Kulykovskiy R., Brykov M., Hesse O. // *Journal of Engineering Sciences*. – 2023. – Iss. 10, N 2. – P. A10–A17. doi:10.21272/jes.2023.10(2).a2
4. Analysis of the Effect of Machining of the Surfaces of WAAM 18Ni 250 Maraging Steel Specimens on Their Durability / Peng D., Ang A. S. M., Michelson A. et al. // *Materials*. – 2022. – Iss. 15, N 24. – 8890 p. doi:10.3390/ma15248890
5. Combined effect of the interlayer temperature with travel speed on features of thin wall WAAM under two cooling approaches / Teixeira F. R., Scotti F. M., Jorge V. L., Scotti A. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Iss. 126, N 1–2. – P. 273–289. doi:10.1007/s00170-023-11105-w
6. Prediction and optimization of processing parameters in wire and arc-based additively manufacturing of 316L stainless steel / Le V. T., Doan Q. T., Mai D. S. et al. // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2022. – Iss. 44, – N 9. – P. 394. doi:10.1007/s40430-022-03698-2
7. A Methodology to Parameterize Wire + Arc Additive Manufacturing: A Case Study for Wall Quality Analysis / Dahat S., Hurtig K., Andersson J., Scotti A. // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2020. – Iss. 4, N 1. – 14 p. doi:10.3390/jmmp4010014
8. Effect of CMT-WAAM Process Parameters on Bead Geometry, Microstructure and Mechanical Properties of AZ31 Mg Alloy / Manjhi S. K., Sekar P., Bontha S., Balan A. S. S. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2023. doi:10.1007/s11665-023-08498-w
9. Development of a Direct Correlation of Bead Geometry, Grain Size and HAZ Width with the GMAW Process Parameters on Bead-on-plate Welds of Mild Steel / Adak D. K., Mukherjee M., Pal T. K. // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2015. – Iss. 68, N 5. – P. 839–849. doi:10.1007/s12666-015-0518-8
10. Rosli N. Influence of Process Parameter on the Height Deviation of Weld Bead in Wire / Rosli N. // *Arc Additive Manufacturing*. – 2020. – Iss. 10, N 3. – P. 1165–1176. doi:10.24247/ijmperdjun2020101
11. Adaptive process control implementation of wire arc additive manufacturing for thin-walled components with overhang features / Lam T. F., Xiong Y., Dharmawan A. G. et al. // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Iss. 108, N 4. – P. 1061–1071. doi:10.1007/s00170-019-04737-4
12. Thermal process monitoring and control for a near-net-shape Wire and Arc Additive Manufacturing / Baier D., Wolf F., Weckenmann T. et al. // *Production Engineering*. – 2022. – Iss. 16, N 6. – P. 811–822. doi:10.1007/s11740-022-01138-7
13. Work Envelope Expansion and Parametric Optimization in WAAM with Relative Density and Surface Aspect as Quality Constraints: The Case of Al5Mg Thin Walls with Active Cooling / Silva L. J. da, Teixeira F. R., Araújo D. B. et al. // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2021. – Iss. 5, N 2. – 40 p. doi:10.3390/jmmp5020040
14. Thien A. The effect of WAAM process parameters on process conditions and production metrics in the fabrication of single-pass multi-layer wall artifacts / Thien A., Saldana C., Kurfess T. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – Iss. 119, N 1–2. – P. 531–547. doi:10.1007/s00170-021-08266-x
15. Molochkov D. Визначення оптимальних параметрів процесу waam на основі технології cmt з використанням низьковуглецевої нелегованої сталі / Molochkov D., Kulykovskiy P., Furmanova N. // *Innovative Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. – 2021. – N 1. – P. 62–68. doi:10.15588/1607-6885-2021-1-9
16. Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V / Wu B., Ding D., Pan Z. et al. // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Iss. 250, N August. – P. 304–312. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037
17. Idle time selection for wire-arc additive manufacturing: A finite element-based technique / Montevicchi F., Venturini G., Grossi N. et al. // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Iss. 21, N January. – P. 479–486. doi:10.1016/j.addma.2018.01.007
18. International Organization for Standardization (ISO) ISO 21920-2:2021 Geometrical product specifications (GPS) – Surface texture: Profile Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters. – 2021.
19. A review on wire-arc additive manufacturing: typical defects, detection approaches, and multisensor data fusion-based model / Chen X., Kong F., Fu Y. et al. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. – Iss. 117, N 3–4. – P. 707–727. doi:10.1007/s00170-021-07807-8

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

UDC 621.783.001

- Shevchenko V. Candidate of Technical Sciences, 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. Candidate of Technical Sciences, 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
- Onyshchenko R. Postgraduate student of the Department of Mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: romastalzp@gmail.com

STRENGTH CALCULATION METHODOLOGY FOR THE TECHNOLOGICAL CONTAINERS FOR CHEMICAL HEAT TREATMENT OF WORKPIECES

Purpose. Development of a strength calculation methodology for the special technological containers for chemical heat treatment of workpieces, which considers the consequences of complex influence of the load and the main technological factors. Creation of possibility of full-value mathematical modelling of the special technological containers with complex three-dimensional geometric shape for chemical heat treatment of workpieces using the finite element method.

Research methods. Mathematical modeling taking into account the hypothesis of linear failure accumulation from low-cycle fatigue and creep of material.

Results. A strength calculation methodology for the special technological containers for chemical heat treatment of workpieces has been developed, which considers the consequences of complex influence of the load and the main technological factors: high-temperature corrosion, interaction with the chemical environment, creep, low-cycle fatigue. This methodology makes it possible to determine safe operation life of the containers. Load combinations have been considered. The main features of the design of the technological containers for chemical heat treatment of workpieces have been considered.

Scientific novelty. It has been considered at calculations of the special technological containers the consequences just of the complex influence of the load and the main technological factors which occur during the chemical heat treatment of workpieces: high-temperature corrosion, interaction with the chemical environment, creep, low-cycle fatigue.

Practical value. The developed methodology provides the possibility of full-value mathematical modelling of the special technological containers for chemical heat treatment of workpieces using the finite element method. It opens a way for multi-criteria optimization of the design of the containers with complex three-dimensional geometric shape with prospect of reduction of their weight with a certain resource of safe operation. This is one of the main factors of the practical value of this work because the containers for chemical heat treatment of workpieces are made of expensive heat-resistant steels. One factor more is the possibility to determine safe operation life and thus satisfy the requirements of safety engineering.

Key words: container, chemical heat treatment, model, stress, high-temperature corrosion, low-cycle fatigue, creep, operation, operation life, safety.

Introduction

Improvement of calculation models of technological devices is one of the important conditions for ensuring of their safety. Development of a strength calculation methodology for the special technological containers for chemical heat treatment of workpieces is associated with the important scientific and practical task to ensure the fulfillment of safety requirements at the heat treatment bays of the corresponding departments of enterprises.

Review

The Rules for the Design and Safe Operation of Lifting Cranes [1], in accordance with paragraph 1.2k of these Rules, are not applicable to special containers, which includes the containers for chemical heat treatment.

Other regulatory documents related to the ordinary containers, in particular – [2, 3], also do not contain rules for design of the containers for chemical heat treatment.

Many literature sources are devoted to consideration of the separate factors influencing the containers for chemical heat treatment. In particular, the book [4] discusses the problems of thermal fatigue for various parts. The book [5] deals with the strength calculation methodology under low-cycle mechanical loading. The book [6] highlights low-cycle fatigue and creep under high temperature testing. The handbook [7] provides rich data on fatigue strength calculations, including influence of high temperatures on metal fatigue. The book [8] describes influence of cyclically varying temperatures on steel products. Fatigue of elements under thermomechanical loading, mainly under thermocycling, is also investigated in the books [9, 10]. However, anyone of the listed sources don't consider simultaneously all the factors influencing the containers for chemical heat treatment.

Thus, the authors were unable to find in the literature sources a calculation methodology that allows to consider simultaneously all the factors influencing the containers for chemical heat treatment.

Purpose

The purpose of this article is to develop a strength calculation methodology for the technological containers for chemical heat treatment of workpieces, which allows to consider in a complex way the main influencing factors.

Research and its methods

Main influencing factors

The technological containers for chemical heat treatment of workpieces are subjected to long-term exposure under high temperature and chemical action, as well as cyclic loading. Thus, main factors influencing them are the following:

- high-temperature creep;
- low-cycle fatigue from cyclic action of mechanical and thermal loads;
- aggressive chemical actions.

Features of container design

The technological containers for chemical heat treatment as a rule are made of heat-resistant chromium-nickel austenitic steel, the normative operating temperature

of which exceeds the maximum working temperature of heat treatment process, at which this container has to be used, by at least 50 °C (if the container is intended for quenching or chemical heat treatment – by at least 100 °C).

The selected steel has to be cyclically stabilizing or cyclically hardening, taking into account the cyclic character of container loading. Steels that are cyclically stabilizing at normal temperatures as a rule are becoming cyclically hardening at high temperatures, according to [5]. Steels are becoming cyclically soften when the following condition is satisfied [5]:

$$\frac{\sigma_{0.2}}{\sigma_b} \geq 0.6, \quad (1)$$

where $\sigma_{0.2}$ – conventional yield strength, MPa;

σ_b – ultimate strength, MPa.

Shape and size of the containers are determined by the characteristics of the technological process, in particular, by the type of furnace and workpiece characteristics. It is preferably to make the container symmetrical with a removable bottom, and to make all its elements of the same material. The container must not have open local cavities or gaps between its elements. An example of the container design is shown in Fig. 1.

The container design must not have stress concentrators with a theoretical stress concentration factor of more than 1.5 (excluding welds). All sharp edges must be replaced with fillets with radius of at least 5 mm, if the containers are intended for quenching or chemical heat treatment.

The most rational is making of the cast containers because of characteristic features of welding of heat-resistant austenitic steels and the difficulty of performing of many fillets using machining. Usage of welding can be considered reasonable only if usage of casting is technologically impossible.

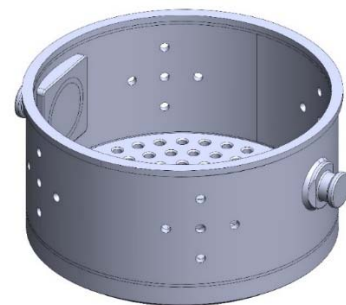


Figure 1. Container for chemical heat treatment

It may be provided in the design a possibility of installation of the bottom on the body through a ring of soft heat-resistant material, for example – asbestos, to reduce impact loads.

Grip units for slinging as a rule are made in the form of trunnions or lugs. Their thickness must be comparable to the thickness of the base metal of the container body to reduce thermal stresses.

Consideration of aggressive chemical effects

Chemical effects on the containers can be divided into surface (corrosive) and penetrating (associated with changes in chemical composition and mechanical properties) [10, 13].

The penetrating effect most of all influences the plastic properties of the material. It must be considered when determining the admissible plastic strain.

The corrosive effect can lead to significant thinning of the metal at the maximum working temperature of heat treatment process. It is appropriate to consider the corrosive effect together with the thickness tolerances of the container elements. These factors can be considered in the form of an arithmetic sum of quantitative characteristics [11].

The total tolerance on the thickness δ_s is determined by the dependence:

$$\delta_s = \delta_1 + n_2 \cdot \delta_2 + \delta_3, \quad (2)$$

where δ_1 – negative tolerance on the thickness in accordance with the design documentation and regulatory documents for purchased products, mm;

n_2 – number of surfaces exposed to corrosion (two or one);

δ_2 – the corrosion value of one surface during the design period, mm;

δ_3 – the mechanical wear value of the surface, mm.

$$\delta_2 = v_c \cdot t_e, \quad (3)$$

where v_c – metal corrosion rate in the working environment at the maximum working temperature of heat treatment process, mm/year;

t_e – design operation life, years.

The mechanical wear value δ_3 can be considered primarily for a grip units for slinging.

In addition the values of δ_2 and δ_3 can be limited by the maximum values, which are established for diagnosing an operation life of the container.

The total tolerance on the thickness δ_s is subtracted from the nominal metal thicknesses before the strength calculation (without violating the symmetry of the elements).

Consideration of high-temperature creep and low-cycle fatigue

The phenomena of fatigue and of creep have to be considered at calculation of the containers of heat-resistant austenitic chromium-nickel steel. The main characteristics of the creep are the creep strength and the long-term strength [14]. The process of metal failure is mainly caused by fatigue phenomenon at low temperatures; the process of metal failure is mainly determined by creep at high temperatures [15]. That's why the character of the fatigue curve changes at the high temperatures: the fatigue limit decreases significantly, and the horizontal part of the plot becomes increasingly inclined to the abscissa axis, forming a reverse change of the gradient. The fatigue limits are conditional values equal to the stresses corresponding to a

certain number of cycles before failure at high temperatures [7]. That's why it is necessary to consider low-cycle fatigue [8].

Long-term static load has a great influence on the number of cycles to failure at high temperatures [9]. The fatigue resistance must be considered as the sum of failures from fatigue and long-term static load in this case [16]. The linear failure accumulation hypothesis is the most acceptable at high temperatures [6]. This hypothesis can be expressed in relative times as follows [16]:

$$\frac{1}{t_m} = \frac{1}{t_s} + \frac{1}{t_c}, \quad (4)$$

where t_m – time to failure under combined load;

t_s – time to failure under long-term static load;

t_c – time to fatigue failure under cyclic load.

Obviously, it can be considered for the containers that the period of loading cycle t_p coincides with the duration of holding under static load. If all components of the equation (4) will be multiplied by the value t_p , it can be rewritten:

$$\frac{1}{n_m} = \frac{1}{n_s} + \frac{1}{n_c}, \quad (5)$$

where n_m – number of cycles before failure under combined load (cyclic with holding);

n_s – number of cycles before failure under long-term static load;

n_c – number of cycles before fatigue failure.

The initial and final sections of the creep curve are nonlinear under static load. However, the dependence can be considered linear under long-term load [16]:

$$t_s = \frac{[\epsilon_a]}{v_c}, \quad (6)$$

where $[\epsilon_a]$ – admissible plastic strain;

v_c – creep rate at a given temperature and stress.

For practical use, equation (6) must be improved:

$$n_s = \frac{[\epsilon_a]}{s_{nc} \cdot s_{nc}^H \cdot t_p \cdot v_c}, \quad (7)$$

where s_{nc}^H – safety factor for consideration of the nonlinear sections of the creep curve;

s_{nc} – safety factor for consideration of v_c and $[\epsilon_a]$ value deviations.

The maximum stresses σ_{max} and the operating temperature of the cycle can be considered as the same for the loading and holding stages at operation. These values have to be used at determination of the creep rate.

The value v_c is determined from reference literature. Its dimensions must be correlated with the dimensions of other parameters in equation (6). The values of safety factors may be taken $s_{nc}^H=2$, $s_{nc}=2.5$, according to the data of [16] and [6].

The obtained n_s value must be compared with the number of cycles before failure n_f according to the base

time t_f for long-term strength determination, which is used in admissible stress determination:

$$n_f = \frac{t_f}{t_p} \quad (8)$$

The following condition must be satisfied in this case:

$$n_s \leq n_f \quad (9)$$

If condition (9) is not satisfied, then $n_s = n_f$ must be accepted.

Model of plastic strain accumulation at low-cycle fatigue is based on the Manson-Coffin equation [5]:

$$\varepsilon_p \cdot n_c^m = [\varepsilon_a], \quad (10)$$

where ε_p – plastic strain;

m – power factor (empirical).

The equation (10) is transformed into the following dependence [5] after transfer to conditional stresses and consideration of the elastic component of strain and cycle asymmetry:

$$s_\sigma \cdot \sigma_a = \frac{E \cdot [\varepsilon_a]}{2 \cdot n_c^m + 0.5 \cdot k_r} + \frac{k_{-1} \cdot \sigma_b}{1 + k_{-1} \cdot k_r}, \quad (11)$$

where σ_a – cyclic stress amplitude, MPa;

E – Young's modulus, MPa;

σ_b – ultimate strength, MPa;

s_σ – safety factor by stress;

k_r – factor considering cycle asymmetry;

k_{-1} – material constant.

The second component in the equation (11) corresponds to elastic strain.

The constant k_{-1} is determined by the dependence [5]:

$$k_{-1} = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_b}, \quad (12)$$

where σ_{-1} – conditional fatigue limit, MPa.

The factor considering cycle asymmetry is determined by the formula [5]:

$$k_r = \frac{1+r}{1-r}, \quad (13)$$

where r – cycle ratio.

Dependence (11) considering (12), (13) is taken as the basis for further calculations.

The loading cycle can be considered pulsating ($\sigma_{\min}=0$) if the container weight is relatively small. The pulsating cycle is characterized by values $\sigma_a = \sigma_{\max}/2$, $r=0$. In this case factor considering cycle asymmetry $k_r=1$.

In this case, equation (11) can be converted to the following form:

$$s_\sigma \cdot \sigma_{\max} = \frac{E \cdot [\varepsilon_a]}{n_c^m} + \frac{2 \cdot k_{-1} \cdot \sigma_b}{1 + k_{-1}} \quad (14)$$

It is more convenient to rewrite equation (14) in the following form to determine the number of cycles before fatigue failure n_c :

$$n_c^m = \frac{E \cdot [\varepsilon_a]}{s_\sigma \cdot \sigma_{\max} - \frac{2 \cdot k_{-1} \cdot \sigma_b}{1 + k_{-1}}}. \quad (15)$$

The safety factor is taken $s_\sigma=2$ according to [5], [6]. The values of E , σ_b , k_{-1} are determined at operating temperature of the cycle [5]. It must be used the value $k_{-1}=0.4$ according to [5]; this value can be decreased if reliable data are available. It can be used the value $m=0.5$ according to [5].

The number of cycles before fatigue failure n_c must be not more than the base number of cycles $n_b=10000$. It must be used the value $n_c=n_b$ if n_c is more than n_b , or if the right part of equation (15) is negative or equal to infinity.

Consideration of load combinations

It is reasonable to consider two load combinations in the calculations as a rule: holding of the container with the nominal load in a furnace at the maximum operating temperature of heat treatment, and removing the container with the nominal load from a furnace. The finite element method can be used to determine the design stresses.

The admissible stresses are determined for each of the materials from which the container elements are made. The basic mechanical properties of the materials are determined for the temperature of correspondent load combination.

The basic mechanical properties are the ultimate strength σ_b and the long-term strength $\sigma_1(t_f)$ at the base time t_f . The Young's modulus E and the percentage reduction of area ψ are determined at the same time at the given temperature for further usage in calculations. Material characteristics for welds can be determined using correction factors.

The admissible stress $[\sigma]$ for each material is determined as the minimum of the following values [11]:

$$[\sigma] = \min \left\{ \frac{\sigma_b}{s_b}; \frac{\sigma_1(t_f)}{s_1} \right\}, \quad (16)$$

where $s_b = 2.6$ – safety factor for ultimate strength;

$s_1 = 1.5$ – safety factor for long-term strength [11].

Zones of maximal stress have to be determined at each calculation performed for loading variants during stress analysis. The maximal stresses have not exceed the correspondent allowable stresses (considering used materials). The stress in the container and its components in the calculation is taken as σ_{\max} , if the ratio $\sigma_{\max}/[\sigma]$ will be the greatest considering materials.

The determination of the admissible plastic strain $[\varepsilon_a]$, which is used in prediction of the operation life of the container, is carried out using the percentage reduction of area ψ for the temperature of the loading variant under calculation.

The value $[\varepsilon_a]$ is calculated according to the dependence [5]:

$$[\varepsilon_a] = \frac{1}{2} \cdot \ln \frac{1}{1-\psi_p}, \quad (17)$$

where ψ_p – design percentage reduction of area.

The value of ψ_p is determined by the dependence:

$$\psi_p = \frac{\psi}{s_{\psi 1} \cdot s_{\psi 2}}, \quad (18)$$

where $s_{\psi 1}$, $s_{\psi 2}$ – correction factors.

The plastic properties of steels deteriorate during prolonged operation at high temperatures [11], [17]. $s_{\psi 1}=1$ is accepted if the percentage reduction of area ψ is determined taking into account long-term (at least t_l) thermal exposure (at the temperature of the loading variant under calculation); $s_{\psi 1}=3$ is accepted in the absence of such data.

Long-term usage of the containers during chemical heat treatment leads to change in the chemical composition of their surface layers and, first of all, to change in their plastic properties (penetrating effect) [17], [18]. $s_{\psi 2}=1$ is accepted if the container is not intended to operate under the influence of penetrating chemical medium. $s_{\psi 2}=2.5$ is accepted if the container can be used for carburizing or nitrocarburizing, because it can cause carburization of the container surface. $s_{\psi 2}=1.2$ is accepted if the container is intended for nitriding.

Results

Calculation of the number of cycles to failure n_m is performed separately for each loading variant using correspondent values of t_p , σ_b , E , t_f , σ_{max} and $[\varepsilon_a]$. Calculations are carried out using dependencies: (5), (7), (8), (9), (15).

Complex physical and chemical processes occur in the metal, in particular, large and rapidly changing thermal stresses, which at the first stage are partially compensated by the stresses of phase transformations, if the container is used for quenching [18]. Value n_c in equation (5) should be substituted by the value n'_c for containers intended for quenching, because cyclic quenching does not have a significant effect on creep processes under long-term static loading. It has to be determined by the relation [18]:

$$n'_c = \frac{n_c}{s'_c}, \quad (19)$$

where $s'_c=12$ – correction factor.

Discussion

If σ_{max} action areas for two loading variants are the same, then the numbers of cycles to failure n_{m1} and n_{m2} obtained for them are combined using the formula:

$$\frac{1}{n_m} = \frac{1}{n_{m1}} + \frac{1}{n_{m2}}. \quad (20)$$

The smallest value n_m^{\min} has to be selected among the obtained numbers of cycles to failure n_m , which corresponds to the estimated operation life of the container.

Conclusions

Thus, the above-described strength calculation methodology for the technological containers for chemical heat treatment of workpieces allows to consider complex of the main factors influencing it. The authors plan to

improve the consideration of quenching in calculations, as well as to develop an operation life diagnostic methodology for the technological containers for chemical heat treatment of workpieces in the future.

References

1. (2002). Pravyla budovy ta bezpechnoyi ekspluatatsiyi vantazhopidymal'nykh kraniv. DNAOP 0.00-1.03-02 [Rules for the design and safe operation of lifting cranes]. Kyiv, 209.
2. (2002). Pravyla bezpechnoyi pratsi z instrumentom ta prystroyamy. DNAOP 1.1.10-1.04-01 [Rules of safe work with tools and devices]. Kyiv, 90.
3. (1982). Tara proizvodstvennaya. Trebovaniya bezopasnosti pri ekspluatatsii. GOST 12.3.010-82 [Production containers. Safety requirements for operation. All-Union state standard]. Moscow, 5.
4. Veronskiy, A. (1986). Termicheskaya ustalost' metallov [Thermal fatigue of metals]. Moscow : Metallurgy, 128.
5. Serensen, S. V., Shneyderovich, R. M., Gusenkov, A. P. (1975). Prochnost' pri malotsiklovom nagruzhennii. Osnovy metodov rascheta i ispytaniy [Strength under low-cycle loading. Base of calculation and test methods]. Moscow : Science, 287.
6. Skelton, R. P. Ed. (1988). Ustalost' materialov pri vysokoy temperature [Fatigue of materials at high temperatures]. Moscow : Metallurgy, 343.
7. Troshchenko, V. T., Sosnovskiy, L. A. (1987). Soprotivleniye ustalosti metallov i splavov: Spravochnik [Fatigue resistance of metals and alloys: Handbook], 1, Kyiv: Scientific thought, 510.
8. Shvidenko, V. I. (1980). Termoustalost' [Thermal fatigue]. Kyiv: High school, 208.
9. Dul'nev, R. A., Kotov, P. I. (1980). Termicheskaya ustalost' metallov [Thermal fatigue of metals]. Moscow : Machine building, 200.
10. Tret'yachenko, G. N., Karpinos, B. S., Barilo, V. G. (1993). Razrusheniye materialov pri tsiklicheskiykh nagrevakh [Material failure under cyclic heating]. Kyiv: Scientific thought, 288.
11. (1989). Normy rascheta na prochnost' oborudovaniya i truboprovodov atomnykh energeticheskikh ustanovok PNAE G-7-002-86 [Standards for strength calculation of equipment and pipelines of the nuclear power plants]. Moscow : Energoatomizdat, 525.
12. Kantorovich, Z. B. (1960). Osnovy rascheta khimicheskikh mashin i apparatov [Base of calculation of chemical machines and apparatus]. Moscow : Mashgiz, 743.
13. Tret'yachenko, G. N., Kravchuk, L. V., Kuriat, R. I. (1985). Termicheskaya ustalost' materialov v usloviyakh neodnorodnogo termonapryazhennogo sostoyaniya [Thermal fatigue of materials under conditions of a non-uniform thermally stressed state]. Kyiv: Scientific thought, 280.
14. Lakhtin, Y. M. (1983). Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow : Metallurgy, 360.

15. Ishchenko, I. I., Pogrebnyak, A. D., Sinayskiy, B. N. (1979). Vliyaniye vysokikh temperatur na soprotivleniye ustalosti zharoprochnykh staley i splavov [The influence of high temperatures on the fatigue resistance of high-temperature steels and alloys]. Kyiv: Scientific thought, 176.

16. Serensen, S. V., Kogayev, V. P., Shneyderovich, R. M. (1975). Nesushchaya sposobnost' i raschet detaley mashin na prochnost'. Rukovodstvo i spravochnoye

posobiye [Carrying capacity and strength calculation of machine parts. Manual and handbook]. Moscow : Machine building, 488.

17. Sorokin, V. G., Volosnikova, A. V., Vyatkin S. A., (1989). Marochnik staley i splavov [Steel and alloy guide]. Moscow : Machine building, 640.

18. Blanter, M. E. (1984). Teoriya termicheskoy obrabotki [Heat treatment theory]. Moscow : Metallurgy, 328.

Received 14.03.2024

МЕТОДИКА РОЗРАХУНКУ МІЦНОСТІ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ТАРИ ДЛЯ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЕТАЛЕЙ

Шевченко В. Г. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри «Механіка» 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 «Механіка» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ryaginzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2888-8270

Онищенко Р. В. аспірант кафедри «Механіка» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: romastalzp@gmail.com

Мета. Розробка методики розрахунку міцності спеціальної технологічної тари для хіміко-термічної обробки деталей, яка враховує наслідки комплексного впливу навантаження та головних технологічних факторів. Створення можливості повноцінного математичного моделювання спеціальної технологічної тари для хіміко-термічної обробки деталей, яка має складну просторову геометричну форму, із застосуванням методу скінчених елементів.

Методи дослідження. Математичне моделювання з урахуванням гіпотези лінійного підсумовування ушкодження матеріалу від малоциклової втоми та повзучості.

Отримані результати. Розроблена методика розрахунку міцності спеціальної технологічної тари для хіміко-термічної обробки деталей, яка враховує наслідки комплексного впливу навантаження та головних технологічних факторів: високотемпературної корозії, взаємодії з хімічним середовищем, повзучості, малоциклової втоми. Ця методика дає можливість визначення ресурсу безпечної експлуатації тари. Враховано комбінації навантажень. Розглянуто основні особливості конструкції технологічної тари для хіміко-термічної обробки деталей.

Наукова новизна. Врахування при розрахунку спеціальної технологічної тари наслідків саме комплексного впливу навантаження та головних технологічних факторів, що виникають при хіміко-термічній обробці деталей: високотемпературної корозії, взаємодії з хімічним середовищем, повзучості, малоциклової втоми.

Практична цінність. Розроблена методика надає можливість повноцінного математичного моделювання спеціальної технологічної тари для хіміко-термічної обробки деталей із застосуванням методу скінчених елементів. Це відкриває шлях до багатокритеріальної оптимізації конструкції тари, яка має складну просторову геометричну форму, з перспективою зменшення її маси при певному ресурсі безпечної експлуатації. Оскільки тару для хіміко-термічної обробки деталей виготовляють з коштовних жаростійких сталей, це є одним з головних факторів практичної цінності розробки. Іншим фактором є можливість визначити ресурс безпечної експлуатації та таким чином задовільнити вимоги техніки безпеки.

Ключові слова: тара, хіміко-термічна обробка, модель, напруження, високотемпературна корозія, малоциклова втома, повзучість, експлуатація, ресурс, безпека.

Список літератури

1. ДНАОП 0.00-1.03-02. Правила будови і безпечної експлуатації вантажопідіймальних кранів [Текст] [Чинний від 2002-087-20]. – Київ : Держ. департамент з нагляду за охороною праці М-ва праці та соц. політики України, 2002. – 209 с.

2. ДНАОП 1.1.10-1.04-01. Правила безпечної

праці з інструментом та пристроями [Текст] [Чинний від 2001-06-05]. – Київ : Держ. департамент з нагляду за охороною праці М-ва праці та соц. політики України, 2002. – 90 с.

3. ГОСТ 12.3.010-82. ССБТ. Тара производственная. Требования безопасности при эксплуатации. [Текст] [Чинний від 1983-07-01]. – М. : Изд-во стандартов, 1982. – 5 с.

4. Веронский, А. Термическая усталость металлов / А. Веронский. – М. : Металлургия, 1986. – 128 с.
5. Серенсен, С. В. Прочность при малоцикловом нагружении. Основы методов расчета и испытаний [Текст] / С. В. Серенсен, Р. М. Шнейдерович, А. П. Гусенков и др. – М. : Наука, 1975. – 287 с.
6. Усталость материалов при высокой температуре [Текст] / под ред. Р. П. Скелтона. – М. : Металлургия, 1988. – 343 с.
7. Трощенко, В. Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник [Текст]: в 2-х т. / В. Т. Трощенко, Л. А. Сосновский. – Т.1. – К. : Наук. думка, 1987. – 510 с.
8. Швиденко, В. И. Термоусталость [Текст] / В. И. Швиденко. – К. : Вища школа, 1980. – 208 с.
9. Дульнев, Р. А. Термическая усталость металлов [Текст] / Р. А. Дульнев, П. И. Котов. – М. : Машиностроение, 1980. – 200 с.
10. Третьяченко Г. Н. Разрушение материалов при циклических нагревах / Г. Н. Третьяченко, Б. С. Карпинос, В. Г. Барило. – К. : Наук. думка, 1993. – 288 с.
11. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86) [Текст] / Госатомэнергонадзор. – М. : Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
12. Канторович, З. Б. Основы расчета химических машин и аппаратов [Текст] / З. Б. Канторович. – М. : Машгиз, 1960. – 743 с.
13. Третьяченко, Г. Н. Термическая усталость материалов в условиях неоднородного термонапряженного состояния [Текст] / Г. Н. Третьяченко, Л. В. Кравчук, Р. И. Куриат и др. – К. : Наук. думка, 1985. – 280 с.
14. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов [Текст] / Ю. М. Лахтин. – М. : Металлургия, 1983. – 360 с.
15. Ищенко, И. И. Влияние высоких температур на сопротивление усталости жаропрочных сталей и сплавов [Текст] / И. И. Ищенко, А. Д. Погребняк, Б. Н. Синайский. – К. : Наук. думка, 1979. – 176 с.
16. Серенсен, С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность : руководство и справочное пособие / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович. – М. : Машиностроение, 1975. – 488 с.
17. Сорокин, В. Г. Марочник сталей и сплавов [Текст] / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др. – М. : Машиностроение, 1989. – 640 с.
18. Блантер, М. Е. Теория термической обработки. [Текст] / М. Е. Блантер. – М. : Металлургия, 1984. – 328 с.

УДК 621.438.083

- Беліков С. Б. д-р техн. наук, професор, професор кафедри транспортних технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: belikov@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Вініченко В. С. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: valeryi_v@ukr.net*, ORCID: 0009-0001-7631-9822
- Засовенко А. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: zasov77@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-1012-6742
- Михайлов Ю. С. аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: uramix82@gmail.com*, ORCID: 0009-0006-4930-228X
- Михайлов О. С. аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: asmykhaylov@gmail.com*, ORCID: 0009-0001-2471-015X
- Макаров І. С. аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: rogivorakam@gmail.com*, ORCID: 0009-0004-0054-3600
- Шмирко В. І. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри охорони праці і навколишнього середовища Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: vera.ivanovna1968@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-1489-0166

ОЦІНКА КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ БЕЗПЕКИ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОВИХ ТУРБІН

Мета роботи. Визначення можливості застосування температурно-часових параметричних залежностей Міллера-Ларсона, Менсона-Хаферда, Шербі-Дорна для тривалого прогнозування характеристик міцності деталей, що зазнають окислювального і високотемпературного сульфідно-окислювального впливу.

Методи дослідження. Дослідження тривалої міцності проводили на зразках із сплаву ВЖЛ-12У та ЗМІ-3У в синтетичній золі (66,2 % Na_2SO_4 , 20,4 % Fe_2O_3 , 8,3 % NiO , 3,3% CaO , 1,8 % V_2O_5) та окисному середовищі при температурі 800 °С, 850 °С. Для прогнозу межі міцності матеріалів в окисному та корозійному середовищі було застосовано температурно-часові параметричні залежності Міллера-Ларсона, Менсона-Хаферда, Шербі-Дорна. Мікроструктуру зразків досліджували з використанням оптичного мікроскопу МІМ-8М

Отримані результати. Отримані результати свідчать про високий рівень корозійної стійкості зразків марки ЗМІ-3У при температурі 800 °С, 850 °С та можливість розрахунковим методом визначити границю міцності матеріалу на термін 1000, 5000 та 10000годин.

Проведені випробування зразків сплаву ВЖЛ-12У в синтетичній золі показали розбіжність експериментального часу до руйнування зразків і розрахункового значення незалежно від параметричного методу, що вказує на безпосередню залежність тривалої міцності від ступеня корозійної пошкоджуваності поверхні зразків.

Наукова новизна. Підтверджена можливість застосування температурно-часових параметричних залежностей Міллера-Ларсона, Менсона-Хаферда, Шербі-Дорна для тривалого прогнозування характеристик міцності деталей в окислювальному середовищі. В умовах сульфідно-окисного середовища застосування параметричних методів для визначення характеристик міцності на термін до 10000 годин можливе лише для корозійностійких сплавів. Інтенсивне корозійне пошкодження сплаву ВЖЛ12-У призводить до прискореної деформації, обмежує застосування температурно-часових залежностей для ефективного прогнозування часу руйнування деталей із даного матеріалу.

Практична цінність. Визначення достовірного методу прогнозування характеристик міцності жароміцних сплавів в окисному та корозійному середовищі дозволяє знизити часові і фінансові витрати на проведення тривалих натурних досліджень.

Ключові слова: жароміцні сплави, температурно-часові залежності, окисне середовище, сульфідно-окисна корозія, прогнозування.

Вступ

Глибока економічна криза, що спостерігається останнім часом не тільки в Україні, але і в інших країнах світу, стала причиною жорсткої економії майже у всіх напрямках розвитку виробництва. В різних галузях промисловості триває активний пошук механізмів зменшення собівартості продукції. В деяких галузях це досягається за рахунок скорочення номенклатури продукції, що випускається, в інших-виникає ідея економії на умовах праці робітників, їх рівня кваліфікаційної підготовки, на скороченні заходів по профілактиці травматизму та охороні здоров'я працюючих.

Найбільш складна ситуація, останнім часом, має місце в газотранспортній та газоперекачувальній системах нашої держави. Це пов'язано не тільки з умовами експлуатації наземних газотурбінних установок, а і значним терміном їх роботи (з кінця минулого століття). Тому, питання забезпечення безпеки, прогнозування ресурсу основних деталей та збільшення терміну безаварійної роботи обладнання стає все більш актуальним.

Аналіз досліджень та публікацій

Безпека газотурбінного двигуна багато в чому визначається довговічністю і надійністю робочих лопаток першого ступеня, що працюють в умовах високих температур, статичних і динамічних навантажень, під агресивним впливом продуктів згорання палива (газу), що містить сірку, натрій, хлор і інші домішки. Останні, при температурах експлуатації понад 800 °С, сприяють інтенсивним процесам високотемпературної корозії, що вимагає більш часті заміни лопаток [1–3].

Як свідчать дослідження [4], в процесі експлуатації робочих лопаток відбувається постійний комбінований вплив розтягуючих (відцентрових сил), динамічних та статичних вібраційних навантажень. Сумарні (еквівалентні) навантаження в лопатках 1-ї ступені становлять близько 120 МПа. Крім того, по висоті профілю робочої лопатки навантаження також розподіляються нерівномірно з максимальними еквівалентними значенням в середньому перетині, по висоті та перетину має місце градієнт температур.

Такі умови експлуатації визначають комплекс вимог до матеріалів, що призначені для виготовлення лопаток газотурбінних установок (ГТУ). Необхідними є високі характеристики короткочасної та тривалої міцності, пластичності, втоми та термічної втоми, корозійної стійкості, стабільності структури та властивостей впродовж всього терміну роботи. Економічно обґрунтованою є вимога до можливості багатократного відновлення структури та властивостей [3].

Зазначеним вимогам відповідають сплави на нікелевій основі двох типів легування: перший – такий, що має вміст хрому до 10 % при відношенні $Ti/Al < 1$; другий – з більшим значенням хрому (12–14 %) та відношенням титану до алюмінію більше одиниці. [5]

До першої групи належить сплав марки ВЖЛ-12У (Cr – 8–10 %, Co – 9,2 %, Mo – 3 %, W – 1,4%, Ti – 4,4 %, Al – 5,3 %). Завдяки підвищеному вмісту

вольфраму і молібдену, ВЖЛ-12У має високі характеристики жароміцності і циклічної жаростійкості, але у середовищі згорання низькосортних палив, що містять сірку і ванадій, схильний до корозійного пошкодження. До другої групи належать сплави IN-738, ЗМІ-3, ЗМІ-3У, що містять хрому 12–14 % та співвідношення $Ti/Al > 1$, мають високу корозійну стійкість та більш низький рівень міцності при температурах понад 800 °С [6]. Сплави на нікелевій основі мають високу собівартість, а виготовлені із них деталі- обмежений термін роботи.

Тому, актуальним є питання визначення максимального безаварійного ресурсу робочих лопаток на стадії проектування та їх виготовлення. Оптимальний вибір матеріалу для виготовлення деталей газових турбін наземних установок вимагає значних об'ємів досліджень, особливо в умовах, що імітують експлуатаційні. Найбільш коректними є результати стендових досліджень. Вони дають можливість проаналізувати комплексний вплив експлуатаційних, конструктивних та технологічних факторів на надійність та ресурс матеріалу. Але такі дослідження тривалі за терміном та вимагають суттєвих матеріальних затрат на їх проведення, що робить зазначений підхід майже неможливим в сучасних умовах. Актуальним є визначення можливості застосування експериментально-розрахункових методів для прогнозування максимального ресурсу експлуатації деталей газових турбін.

Мета роботи

Визначення можливості застосування температурно-часових параметричних залежностей Міллера-Ларсона, Менсона-Хаферда, Шербі-Дорна для тривалого прогнозування характеристик міцності деталей, що зазнають окислювального і високотемпературного сульфідно-окислювального впливу.

Матеріал і методика досліджень

Параметричні температурно-часові залежності широко застосовуються на практиці в інженерних розрахунках внаслідок цілого ряду переваг. Вони наглядні, доволі прості, дають можливість з прийнятною достовірністю швидко розрахувати границю міцності або час до руйнування при різних температурах. Їх використання ґрунтується на умові, що температура і час є взаємно компенсуючими факторами в різних процесах високотемпературної деформації матеріалів. При більш високих температурах структурні зміни в матеріалі відбуваються інтенсивніше і, отже, метал руйнується за короткий час, ніж за менших рівнів температур. Це дає можливість прогнозувати ймовірний час до руйнування матеріалу при нижчих температурах або при суттєво менших напруженнях ніж діють на зразок [7–10].

Міллер і Ларсон, Шербі і Дорн, Менсон, Хаферд припустили, що наслідком фізичної подібності внутрішніх змін, що протікають у матеріалі під час тривалого високотемпературного навантаження, є геометрична подібність діаграм тривалої міцності. У своїх роботах вони представили результати випробувань на тривалу

міцність у вигляді залежності логарифма напруги від температурно-часових параметрів. Можливість представлення характеристик жароміцності за допомогою формул і у вигляді єдиної для всіх температур кривої тривалої міцності є однією з основних переваг цих методів. Застосування єдиної залежності дає змогу розрахувати граничні напруження або час до руйнування за будь-якої температури, що лежить в інтервалі експериментальних (фіксованих) температур, що особливо важливо під час розрахунку несучої здатності лопаток турбін.

Параметр Ларсона-Міллера [8]:

$$P = T \cdot 10^{-3} \cdot (C + \log \tau), \quad (1)$$

де τ – час до руйнування, год;

T – температура в градусах Кельвіна;

C – постійна матеріалу, яку Ларсон і Міллер вважали універсальною, однаковою для всіх матеріалів і дорівнює 20 [8]. Однак, ця величина не є оптимальною для всіх матеріалів, може мати більші чи менші значення в залежності від композиції жароміцних сплавів.

Параметр Шербі-Дорна [9]:

$$P = \log \tau - \frac{Q}{R \cdot T}, \quad (2)$$

де R – газова постійна, Дж / (моль · К);

Q – енергія активації повзучості, кДж / моль.

Параметр Менсона-Хаферда [10]:

$$P = - \frac{\log \tau - \log \tau_a}{T - T_a}, \quad (3)$$

де T , T_a постійні.

Для досліджень обрані стандартні зразки (діаметр робочої частини 5 мм, довжина 25 мм) сплавів марки ВЖЛ-12У, ЗМІ-3У. Випробування проводили на машинах типу АІМА-5-2 шляхом однобічного розтягування зразків при постійному навантаженні ($\sigma = 200\text{--}500$ МПа). Температура випробувань – 800 °С, 850 °С. Для сульфідно-окисного впливу використовували синтетичну золу: 66,2 % Na_2SO_4 , 20,4 % Fe_2O_3 , 8,3 % NiO , 3,3 % CaO , 1,8 % V_2O_5 .

Дослідження поверхневого шару і мікроструктури зразків проводили при різних збільшеннях на світловому мікроскопі МІМ-8М.

Результати досліджень

Порівняння результатів проведених досліджень і розрахунку температурно-часових параметрів свідчить, що узгодження результатів експериментального визначення тривалої міцності та розрахункового спостерігається тільки для сплавів, що зазнають окисного впливу. Всі параметричні залежності можна рекомендувати для ефективного застосовувати в інженерних розрахунках та прогнозування властивостей сплавів ЗМІ-3У, ВЖЛ-12У.

Достовірність результатів екстраполяції матеріалів в умовах сульфідно-окисної корозії залежить насамперед від корозійної стійкості сплавів. Наприклад,

дослідження сплаву ЗМІ-3У показали, що при температурі 800 °С і базі 5000 годин відмінність між тривалою міцністю від визначених за параметрами становить не більше 5 %, а при 850 °С – до 15 %.

Проведені випробування зразків сплаву ВЖЛ-12У в синтетичній золі показали розбіжність експериментального часу до руйнування зразків і розрахункового значення незалежно від параметричного методу. Наприклад, під впливом агресивного середовища та навантаження 300 МПа зразок було зруйновано через 740 годин (рис.1), а відповідно розрахункам за параметром Ларсона-Міллера – межа тривалої міцності для зазначеного часу – 160 МПа, за параметром Шербі-Дорна – 400 МПа, Менсона-Хаферда – 420 МПа.



Рисунок 1. Зовнішній вигляд зразків із сплаву ВЖЛ-12У після випробувань в синтетичній золі, час до руйнування 740 годин

Перевищення розрахункових результатів (на 35–40 %) також було відмічено і в експериментах при температурі 850 °С та базі випробувань 500 годин. Під впливом синтетичної золі та навантаження 160 МПа зразок марки ВЖЛ-12У було зруйновано через 1420 годин (рис. 2). Відповідно розрахунків за методом Шербі-Дорна час до його руйнування повинен був становити приблизно 4000 годин, а за методом Ларсона-Міллера виконати розрахунок взагалі було неможливо.



Рисунок 2. Зовнішній вигляд зразків із сплаву ВЖЛ-12У після випробувань в синтетичній золі, час до руйнування 1420 годин

Низька достовірність результатів екстраполяції для сплаву ВЖЛ-12У в агресивному середовищі пов'язана з тим, що притаманний температурно-часовим методам принцип подібності процесів, що відбуваються при високотемпературному навантаженні на короткій і тривалій часовій базі [8–10], не враховує фактор корозії.

Мікроструктура поверхневого шару зразків марки ВЖЛ-12У та ЗМІ-3У наведена на рисунках 3,4. На зразку сплаву ВЖЛ-12У (тривалість дослідження 740 годин) відмічено утворення значної кількості дрібних включень, що по морфології відповідають оксисульфідам (рис. 3а) в умовах збільшення терміну впливу синте-

тичної золи до 1400 годин відмічається міжкристалітний характер руйнування (рис. 3б). Зниження меж тривалої міцності сплаву ВЖЛ-12У у золі тим більше, чим більшою є глибина корозійного ушкодження, а зменшення робочого перерізу зразка, призводить до прискореної деформації і змішаного (внутрішньозернистого і міжзернистого) механізму руйнування.

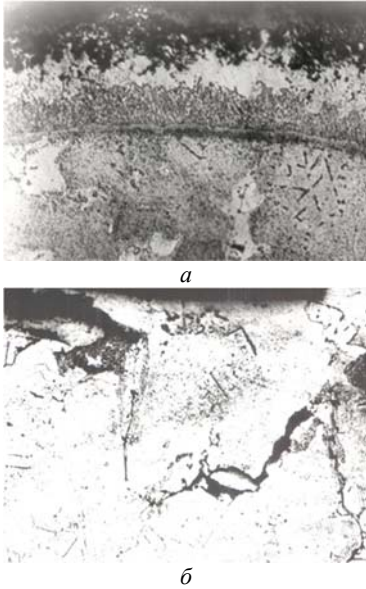


Рисунок 3. Мікроструктура поверхневого шару зразків із сплаву ВЖЛ-12У : а – час до руйнування 740 годин; б – час до руйнування 1420 годин

На відміну від жароміцного сплаву ВЖЛ-12У, сплав ЗМІ-3У має високий рівень корозійної стійкості (рис.4). В умовах агресивного впливу середовища глибина корозійного пошкодження поверхні зразків залишається незначною (база випробувань до 4000годин), а їх перетин практично не змінюється. Сульфідно-окисна корозія сплаву ЗМІ-3У протікає з утворенням щільної плівки продуктів корозії (рис. 4).

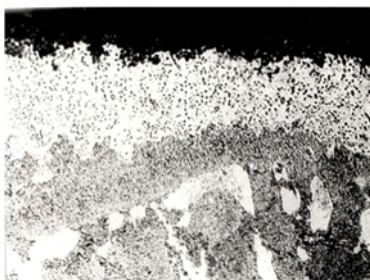


Рисунок 4. Мікроструктура поверхневого шару зразка із сплаву ЗМІ-3У (час до руйнування 1146 годин)

Під плівкою спостерігається змінений шар завтовшки 10 мкм, в якому відсутні сульфіди, що ідентифікуються металографічно. Збільшення терміну впливу корозійного середовища (до майже 4000 годин) не призвело до будь-яких видів локальних корозій, схильності до міжкристалітного руйнування не виявлено (рис 5).

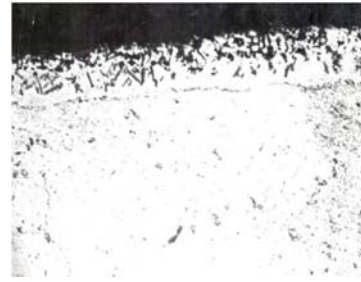


Рисунок 5. Мікроструктура поверхневого шару зразка із сплаву ЗМІ-3У (час до руйнування 3600 годин)

Стабільність структури зразків ЗМІ-3У в корозійному середовищі свідчить про можливість стверджувати про подібність процесів, що протікають на коротких та тривалих базах досліджень, а це, в свою чергу свідчить про можливість застосовувати температурно-часові параметричні залежності Міллера-Ларсона, Менсона-Хаферда, Шербі-Дорна для тривалого прогнозування характеристик міцності.

Таким чином, результати випробувань у синтетичній золі зразків сплавів за напруження 400–200 МПа вказують на безпосередню залежність тривалої міцності від ступеня корозійної пошкоджуваності поверхні зразків.

Висновки

Проведений аналіз відповідності експериментальних і прогнозованих значень меж тривалої міцності сплавів ВЖЛ-12У та ЗМІ-3У показав, що за допомогою температурно-часових параметрів можливо здійснювати попередній прогноз властивостей зазначених матеріалів в широкому діапазоні температур і часовому інтервалі лише в окислювальному середовищі.

В умовах сульфідно-окисного впливу розрахунок часу до руйнування можливий лише для корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У. Інтенсивне корозійне пошкодження жароміцного сплаву ВЖЛ-12У, призводить до прискореної деформації, та змішаного (внутрішньозернистого і міжзернистого) механізму руйнування. Відповідно для некорозійностійких матеріалів фактор корозії превалює в механізмі руйнування, що робить тривале прогнозування неможливим незалежно від типу розрахункового методу.

Список літератури

1. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины : монография. часть 2 / [С. Б. Беликов, В. А. Богуслаев, Ф. М. Муравченко и др.] –Запорожье : «Мотор Сич», 2003. – 420 с.
2. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газотурбінних двигунів : монографія / [Г. П. Мьяльниця, А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський та ін. ; ред. В. В. Вероцька] ; НАН України, Фіз.-технол. ін-т металів та сплавів ; проект «Наукова книга». – К. : Наукова думка, 2023. – 177 с.
3. Великанова Н. П. Влияние эксплуатационной наработки на характеристики длительной прочности

жаропрочного сплава для робочих лопаток турбін авіаційних ГТД / Н. П. Великанова, П. Г. Великанов, А. С. Киселёв // Вестник двигателестроения. – № 2. – 2011. – С. 239–243.

4. Гайдук С. В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов. / С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – № 1. – 2017. – С. 139–148. <https://doi.org/10.15588/1727-0219-2017-1-24>

5. Прогнозування безпеки і довговічності робочих лопаток газових турбін / В. І. Шмирко, О. В. Коробко, А. О. Писарський, Ю. І. Троян // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів» – № 3. – 2020. – Т. 26 (95), – К., 2020. – С. 63–68. <https://doi.org/10.15407/mom2020.03.063>

6. Беликов С. Б. Принципы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких к высокотемпе

ратурной коррозии / С. Б. Беликов, А. Д. Коваль, Е. Л. Санчугов // Металловедение и термическая обработка металлов. – № 10. – 2001. – К., 2001. – С. 5–9.

7. Тайра С. Теория высокотемпературной прочности материалов : пер. с яп. / С. Тайра, Р. Отані. – М. : Металлургия, 1986. – 280 с.

8. Larson F. R. Time-temperature relationship for rupture and creep stresses. Trans. ASME / Larson F. R., Miller J. – 1952. – Vol. 74. – P. 765–775.

9. Dorn J. E. Some Fundamental Experiments on High Temperature Creep. : NPL, Conference on Creep and Fracture, New York : Philosophical Library, Inc. – 1957. – 89 p.

10. Manson S. S. A linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress rupture data / Manson S. S., Haferd A. M. – NACA-TN-2890, 1953. – P. 91–93.

Одержано 26.03.2024

ASSESSMENT OF THE CORROSION-MECHANICAL PROPERTIES OF THE LEFT MATERIALS AND FORECASTING THE SAFETY OF GAS TURBINE PARTS

- Byelikov S Dr. Sc., Professor of National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: belikov@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Vinichenko V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Physical Materials Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: valeryi_v@ukr.net, ORCID: 0009-0001-7631-9822
- Zasovenko A. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mathematics National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: zasov77@gmail.com, ORCID: 0000-0003-1012-6742
- Mykhaylov Y. Post-graduate student of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: uramix82@gmail.com, ORCID: 0009-0006-4930-228X
- Mykhaylov O. Post-graduate student of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: asmykhaylov@gmail.com, ORCID: 0009-0001-2471-015X
- Makarov I. Post-graduate student of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: rogivorakam@gmail.com, ORCID: 0009-0004-0054-3600
- Shmyrco V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Occupational and Environmental Safety of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: vera.ivanovna1968@gmail.com, ORCID: 0000-0003-1489-0166

Purpose. Determination of the possibility of using the temperature-time parametric dependences of Miller-Larson, Manson-Haferd, and Sherby-Dorn for long-term prediction of the strength characteristics of parts subjected to oxidation and high-temperature sulfide-oxidation effects.

Research methods. Long-term strength studies were performed on samples of ВЖЛ-12У and ЗМІ-3У alloys in synthetic ash (66.2 % Na₂SO₄, 20.4 % Fe₂O₃, 8.3 % NiO, 3.3 % CaO, 1.8 % V₂O₅) and an oxidizing environment at temperatures of 800 °C and 850 °C. The Miller-Larson, Manson-Haferd, and Sherby-Dorn temperature-time parametric dependences were used to predict the tensile strength of materials in an oxidizing and corrosive environment. The microstructure of the samples was studied using an optical microscope MIM-8M.

Results. The results obtained indicate a high level of corrosion resistance of 3MI-3Y samples at 800 °C and 850 °C and the possibility of determining the tensile strength of the material for a period of 1000, 5000, and 10000 hours by the calculation method.

Tests of ВЖЛ-12У alloy samples in synthetic ash showed a discrepancy between the experimental time to fracture and the calculated value, regardless of the parametric method, which indicates a direct dependence of long-term strength on the degree of corrosion damage to the surface of the samples.

Scientific novelty. The possibility of using the Miller-Larson, Manson-Haferd, and Sherby-Dorn temperature-time parametric dependences for long-term prediction of the strength characteristics of parts in an oxidizing environment has been confirmed. In a sulfide-oxide environment, the use of parametric methods to determine strength characteristics for up to 10,000 hours is possible only for corrosion-resistant alloys. Intensive corrosion damage to ВЖЛ-12У alloy leads to accelerated deformation, which limits the use of temperature and time dependencies for effective prediction of the time of failure of parts made of this material.

Practical value. Determining a reliable method for predicting the strength characteristics of heat-resistant alloys in an oxidizing and corrosive environment allows reducing the time and financial costs of conducting lengthy field studies.

Key words: heat-resistant alloys, temperature and time dependence, oxidizing environment, sulfide-oxide corrosion, prediction.

References

1. Belikov S., Boguslaev V., Muravchenko F. (2003). Tehnologicheskoe obespechenie ekspluatatsionnykh harakteristik detalej GTD. Lopatki turbiny : monografiya. chast 2 [Technological support of operational characteristics of GTE parts. Turbine blades: monograph. part 2]. Zaporozhe, Ukraine: Motor-Sich, 420.
2. Myalnica P. (2023). Materiali i tehnologiyi dlya lopatok vitchiznyanih promisloviy gazoturbinnih dviguniv [Materials and technologies for blades of domestic industrial gas turbine engines]. Kyiv, Ukraine: Scientific thought, 177
3. Velikanova N. P., Velikanov P. G., Kiselev A. S. (2011). Vliyanie ekspluatatsionnoy narabotki na harakteristiki dlitelnoy prochnosti zharoprochnogo splava dlya rabochih lopatok turbin aviacionnykh GTD. [Influence of operational hours on the strength characteristics of long working for superalloys of turbine blade of gas turbine engines]. Zaporozhye, Ukraine : Scientific and technical journal «Bulletin of Engine Construction», 2, 239–243.
4. Gayduk S., Kononov V. (2017). Prognozirovanie parametrov strukturnoy stabilnosti litejnykh zharoprochnykh nikelovykh splavov. [Structural stability parameters forecast for high-temperature nickel-base cast alloys] / Zaporozhye, Ukraine: Scientific and technical journal «Bulletin of Engine Construction», 1, 139–148. <https://doi.org/10.15588/1727-0219-2017-1-24>
5. Shmirko V., Korobko A., Pisarskij A., Troyan Yu. (2020). Prognozuvannya bezpeki i dovgovichnosti robochih lopatok gazovih turbin [Prediction of safety and durability of gas turbine blades]. Kyiv, Ukraine: Scientific and technical journal «Metal Science and Metal Processing», 3, 63–68. <https://doi.org/10.15407/mom2020.03.063>
6. Belikov S., Koval A., Sanchugov E. (2001). Principy legirovaniya zharoprochnykh nikelovykh splavov, stojkih k vysokotemperaturnoj korrozii [Principles of alloying of heat-resistant nickel alloys resistant to high-temperature corrosion]. Kyiv, Ukraine : Metallurgy and heat treatment of metals, 10, 5–9.
7. Tajra S., Otani R. (1986). Teoriya visokotemperaturnoj prochnosti materialov [Theory of viscotemperature strength of materials]. Moscow, Russia : Metallurgy, 280.
8. Larson F. R., Miller J. (1952). Time-temperature relationship for rupture and creep stresses. Trans. ASME, 74, 765–775.
9. Dorn J. E. (1957). Some Fundamental Experiments on High Temperature Creep.: NPL, Conference on Creep and Fracture. New York: Philosophical Library, 89.
10. Manson S., Haferd A. (1953). A linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress rupture data. NACA-TN-2890, 91–93.

УДК 546.161 + 661.482

- Шевченко В. Г. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри «Теоретична та прикладна механіка» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: shevawk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9037-6367
- Баженов Є. В. канд. техн. наук, старший науковий співробітник АТ «ІНСТИТУТ ТИТАНУ», м. Запоріжжя, Україна, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: bazeugen@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2889-788X
- Омельченко О. С. старший викладач кафедри «Теоретична та прикладна механіка» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: omelchenko15@ukr.net, ORCID: 0000-0001-8925-4178
- Шалева Н. В. асистент кафедри «Теоретична та прикладна механіка» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: shaleva1711@ukr.net, ORCID 0000-0002-6571-0359

ОЦІНКА ФТОРАММОНІЙНОЇ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗКРИТТЯ ІЛЬМЕНІТУ З ОТРИМАННЯМ ЗАТРЕБУВАНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ПРОМИСЛОВОСТІ ТА МЕДИЦИНИ

Мета роботи. Оцінювання переваг інноваційного напрямку одержання затребуваних оксидів титану та кремнію за технологією гідрофторування ільменітових концентратів.

Методи дослідження. Оцінка якості лабораторних зразків – продуктів розкриття гідрофторуванням ільменіту щодо можливості інтеграції отриманих матеріалів як у існуючі виробничі схеми виробництва актуальної титанової та кремнієвої продукції, так і у забезпеченні сировинних потреб перспективних технологічних процесів. Хімічний аналіз виконувався методом атомарного спектрального аналізу. У лабораторних дослідженнях використовувався сировинний компонент – концентрат ільменіту Малишевського родовища (Вільногірський ГМК, Україна). В якості реагенту використовувався фторовмісний комплексотворювач – фторид амонію (NH_4F). Виконані лабораторні дослідження розкладання ільменіту у водному розчині фториду амонію при температурах, не перевищуючих 200 °С.

Отримані результати. Визначення температурного діапазону та умов ведення процесу розкладання ільменіту забезпечує його високу продуктивність та отримання продуктів, які є проміжними і склад яких задає зміст наступних процесів одержання цільових продуктів. Реалізація розкладання ільменіту з використанням реакцій в твердій фазі забезпечує високий потенціал екологічної безпеки технології.

Наукова новизна. Отримані дані можуть бути використані для обґрунтування працездатної версії енергоощаджуючого технологічного процесу розкладання ільменітового концентрату. На підставі отриманих хімічних аналізів продуктів розкладання гідрофторуванням ільменіту встановлена відповідність отриманих продуктів вимогам до вихідних матеріалів ряду напрямків їх використання в металургії та медицині. Показана можливість інтеграції отриманих матеріалів як у існуючі виробничі схеми титанової та кремнієвої продукції, так і у забезпеченні сировинних потреб перспективних технологічних процесів.

Практична цінність. Показники чистоти одержаних продуктів підтверджують перспективи дослідженої інтеграції розглянутої технології в існуючі виробничі схеми одержання продуктів, що містять титан і кремній.

Ключові слова: концентрат, ільменіт, титан, гідрофторування, оксид титану, оксид кремнію.

Вступ

У роботі наведено аналіз зростання інтересу до титану та його хімічних сполук внаслідок їх фізико-хімічних та технологічних властивостей, які відповідають актуальним запитам промисловості та медицини сучасного суспільства. У роботі поставлена задача оцінювання практичної можливості розкладання ільменітового концентрату з використанням фториду амонію з отримання титан-, залізо- та кремній-вмісних продуктів відповідної якості. Актуальність дослідження визначена високим попитом на титан-вмісних продуктів при актуалізації нових вимог до діючих технологій по енергетиці, ефективності використання сировинних

ресурсів та екології. В роботі виконано критичний аналіз технологічних процесів переробки титановмісної сировини, що знайшли масштабне промислове застосування. Виконано аналіз стану розробки проблеми із відображенням проблем розвитку діючих технологій – насамперед, хлоридної технології отримання металеві титанової губки та титанового пігменту. Як альтернатива розглянута технологія фтораммонійного розкладання ільменіту. Пропозиції авторів по оцінках перспектив розглянутої технології базовані на результатах лабораторних досліджень розкладання ільменітового концентрату з використанням фториду амонію з виділенням титан-, залізо- та кремній-вмісних продуктів. Ступень вилучення цільових компонентів перевищує

можливості традиційних технологій широкого застосування. Одержана ступінь чистоти цільових компонентів відповідає параметрам, що забезпечують можливість їх застосування як у промисловості, так і в медицині. Виконано оцінювання можливості запропонованої технології до адаптації в існуючі схеми виробництва титан- та кремній-вмісних матеріалів, в інноваційній схемі розвитку виробництва для мінімізації витрат сировинних та енергетичних ресурсів.

Аналіз досліджень та публікацій

Найбільше практичне значення серед підприємств титанової галузі мають виробництва тетрахлориду титану ($TiCl_4$), діоксиду титану (TiO_2), металевого титану (губка, зливки, прокат, виливки, порошки) та феротитану. Феротитан в даному дослідженні не розглядається.

Переважає кількість сировини, що містить титан, використовується для виробництва діоксиду титану і ряду інших хімічних сполук на його основі. Споживачі – хімічна, харчова, фармацевтична, будівельна промисловості. На виробництво «компактного» металевого титану (зливки, електроди, листи, прокат, фасонне лиття) витрачається не більше 7–10 % сировини, яка містить титан. Основні споживачі – це авіаційна та космічна промисловість, суднобудування, машинобудування [1]. Об'єктивний інтерес до титану пояснюється унікальним поєднанням його фізико-хімічних властивостей. При цьому є значний потенціал можливостей зростання споживання, що забезпечується значними ресурсами сировини (вміст титану в земній корі становить 0,61 %) [2].

Вдосконалення технології з метою виведення її на критеріальні оцінки, які відповідають сучасним техніко-економічним та екологічним вимогам, зводиться до пошуку рішень щодо зменшення енерговитрат. Насамперед, слід виділити напрямки зниження температурних режимів процесів. Як системне рішення – переорієнтувати процеси на використання внутрішньої хімічної енергії реагентів.

Актуальність цієї задачі визначила низку напрямків оптимізації процесу отримання титану та сполук на його основі. Як найбільш актуальні виділяють способи прямого отримання порошків металевого титану з ільменітових концентратів. Слід зазначити, що незважаючи на перспективність цього напрямку, існує проблема введення інноваційних технологій у широку практику, що пояснюється значною капіталоемністю.

Роботи в інноваційному напрямку у світі велися і ведуться. Щодо України, то високий потенціал країни, можливості централізованих зусиль уряду щодо залучення інвестицій у сферу видобутку та переробки титану заблоковані війною [3].

Мета роботи

Мета роботи полягає в отриманні практичних результатів лабораторних досліджень розкладання ільменітового концентрату з використанням фториду амонію з виділенням титан-, залізо- і кремнійвмісних ком-

плексних солей та їх перетворення через гідрометалургійні процеси у відповідні оксиди, які визначені як товарний продукт.

Окрім того, надана оцінка можливості системної інтеграції розглянутого процесу в діючі промислові схеми виробництва, які мають широке поширення, та перспективні інноваційні технології.

Матеріал і методика досліджень

Схема представленого дослідження складається з двох частин: розкладання ільменіту за фтораммонійною технологією та гідрометалургійних процесів конверсії комплексних солей у відповідні оксиди титана, заліза, кремнію.

В дослідженнях використовувався сировинний компонент – ільменітовий концентрат Малишевського родовища (Вільногорський ГМК, Україна). Склад концентрату регламентований ТУ У 14-10-005-98. Склад концентрату, використаного у дослідженнях: 65,2 % TiO_2 , 1,7 % Al_2O_3 , 1,1 % SiO_2 . Середній розмір кристалів 70 мкм.

Як реагент використовувався твердофазний фторид амонію (NH_4F). Обрані режими ведення процесу забезпечують отримання цільових продуктів реакції у вигляді комплексних сполук титану і кремнію, фториду амонію, що не прореагував, та нерозчинної комплексної солі заліза [4].

Отримані у результаті реакцій фторування комплексні сполуки (фторометалати амонію та оксофторометалати амонію) мають фізико-хімічні характеристики, які дозволяють ефективно виконати їхню сепарацію. Технологічні прийоми перетворення названих продуктів на оксиди (TiO_2 , Fe_2O_3 , SiO_2) достатньо доступні та мають високу точність розподілу компонентів.

Реакція розкладання ільменіту ведеться або у розплаві комплексотворювача, або в його водному розчині [5]. Ступінь розкладання ільменіту при температурах вище 180 °C становить 98–99 % [5, 6]. Послідовність та режими перетворення отриманих продуктів, наступні процеси термообробки дозволяють одержувати порошки високої хімічної чистоти. Для діоксиду титану це 95–99,9 % та можливість керувати поліморфізмом діоксиду титану – отримуючи як анатаз, так і рутил (включаючи порошки пігментної якості) [6, 7].

Побічні продукти, отримані в результаті розкладання ільменіту, накопичуються в розчині продуктах реакції, або уловлюються на виході герметично закритого реактора, конденсуються, акумулюються в рідкій фазі і направляються на регенерацію у вигляді вихідних реагентів – фторидів амонію.

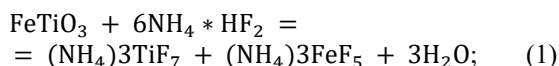
Розкладання ільменіту призводить до отримання комплексних солей і фторидів металів зі складу ільменіту та надає матеріальну базу реалізації паралельних термофізичних та гідрометалургійних процесів перетворення супутніх елементів у продукти, що мають товарне значення.

Насамперед, розглядаються залізо та кремній. Технологічна ефективність отримання кремнію у вигляді

оксиду відкриває можливості реалізації технології переробки багатих на кремнезем сировинних матеріалів шляхом знекремніювання. Суть процесу полягає у кратному підвищенні вмісту цільових кошових компонентів. Якість одержаних порошкових матеріалів оксиду кремнію по чистоті 98–99,998 % [6, 7] забезпечує перспективи їхнього широкого застосування у промисловості та у виробництві медичних препаратів та виробів [8].

В роботі реалізовано розкладання ільменіту. Як активний реагент-комплексоутворювач варіативно використовували фторид амонію (NH₄F), або гідрофторид амонію (NH₄*HF). Схема експерименту [7]: реалізація процесу розкладання концентрату ільменіту в лабораторних умовах, сепарація отриманих комплексних солей, отримання оксидів титану і супутніх елементів з оцінкою їх ступеня чистоти (рис. 1).

Витрати комплексоутворювача на процес визначаються із стохастичного співвідношення в реакціях розкладання ільменіту та термічного розкладання комплексної солі гептафторотитанату амонію на гексафторотитанат амонію, аміак та фтороводород:



При завантаженні NH₄*HF₂ береться з надлишком, величина якого визначається відповідно з компенсації випаровування комплексоутворювача.

Результати досліджень

Отриманий за реакцією (2) (NH₄)₂TiF₆ – гексафтортитанат амонію піддається гідрометалургійному про-

цесу додаткового очищення та виділення ГДТ (гідрат діоксиду титану) високої чистоти. При цьому утворюється кінцевий розчин, що містить фторид амонію. Кінцевий розчин піддають випаровуванню, забезпечуючи регенерацію фториду амонію для реверсу схеми розкладання ільменіту. Отримані в результаті лабораторних досліджень рішення, щодо послідовності та режимів процедур переходу від комплексних солей через ГДТ до діоксиду титану, значною мірою спрощують послідовність перетворень при забезпеченні скорочення енерговитрат. Термічна обробка ГДТ при температурі 900 °С протягом 60 хвилин призводить до утворення рутиту. Зниження температури термічної обробки ГДТ до 450 °С (2,5 години) призводить до утворення анатазу.

В результаті отримують дисперсні порошки оксидів.

Як приклад, дисперсний порошок оксиду титану, зовнішній вигляд якого наведено на рис. 2 – це продукт, отриманий без додаткового очищення від сполук тривалентних марганцю та заліза.

Хімічний склад визначався атомним спектральним аналізом.

На даному етапі відпрацьовані технологічні прийоми отримання продуктів із вмістом оксиду титану від 95 % до 98 %. Подальше відпрацювання технології має на меті стає отримання продукту з чистотою не менше 99,0–99,8 %.

Отримані супутні продукти – фтороферрати амонію, піддаються окислювальному пірогідролізу з утворенням оксиду заліза Fe₂O₃ з можливістю доведення його до якості залізооксидного пігменту (вміст діоксиду титану менше 4 % мас). Режими пірогідролізу визначають колірну гаму пігменту – червоний, коричневий.

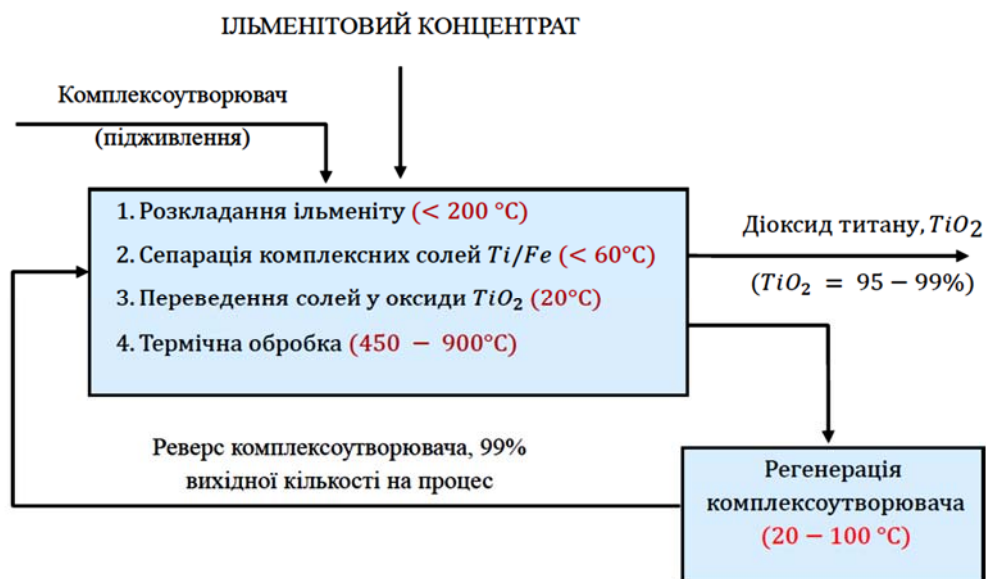


Рисунок 1. Принципова схема отримання діоксиду титану з використанням технології фторамонійного розкладання ільменіту



Рисунок 2. Порошок діоксида титану (98,29 % TiO₂, 0,92 % SiO₂)

Отриманий супутній продукт – гексафторсилікат амонію (NH₄)₂SiF₆ піддається аміачному осадженню з утворенням діоксида кремнію (SiO₂). Чистота продукту та дисперсні характеристики близькі до характеристик AEROSIL® компанії Evonik Industries AG (Німеччина) (середній розмір часток 5–40 нм, 99,8 %). Чистота продукту достатня для його використання в процесах отримання діоксида титану пігментної якості із вмістом діоксида титану 94–98 % і тетрахлориду титану TiCl₄ (99,999 %) для отримання губчастого титану магнійтермічним відновленням. Техніко-економічні показники процесу можуть бути покращені при відпрацюванні процесів по виділенню супутніх продуктів, таких як діоксид кремнію. Як приклад, отримання дисперсного порошку діоксида кремнію (рис. 3).



Рисунок 3. Порошок діоксида кремнію (98,0 % SiO₂, 0,07 % TiO₂)

Можливості технології фторамонійного розкладання ільменіту з одержанням високочистих дисперсних порошоків діоксида титану визначають перспективи впровадження у існуючі системи виробництва. Вдосконалення цих технологій може бути розширено вирішенням задачі прямого одержання порошоків металевого титану із порошоків його діоксида. Можливості адаптації технології до системи виробництва титанової продукції показано на рис. 4.

Рівень чистоти діоксида титану (95–99,9 %), дозволяє використовувати його в існуючих хлоридних схемах отримання діоксида титану пігментної якості та титанової губки через проміжну сполуку – тетрахлорид титану. Заміна титанового шлаку на порошокоподібну сировину з високою концентрацією діоксида титану забезпечує ефективність процесу хлорування, скорочуючи матеріальні та енергетичні витрати.

Адаптація запропонованого рішення в існуючі виробничі схеми одержання пігментного діоксида титану та титанової губки через тетрахлорид титану зберігає наявний потенціал отримання широкого спектру продукції.

Розглянута технологія надає фізико-хімічні можливості керувати процесом формування структури порошку та поліморфних перетворень діоксида титану з отриманням анатазу та рутила [9]. Діоксид титану рутильної модифікації доводиться до якості пігменту. Анатазна форма може бути використана, наприклад, як інноваційна фотокаталітична нанодобавка в екобетони [10].

Запропонована технологія надає можливості отримання високочистих порошоків діоксида титану і кремнію з орієнтацією на потреби фармакології [8, 11].

Техніко-економічний потенціал отримання діоксида титану за технологією фторамонійного розкладання концентрату ільменіту доповнюється можливістю отримання затребуваних супутніх речовин – оксидів заліза та кремнію.

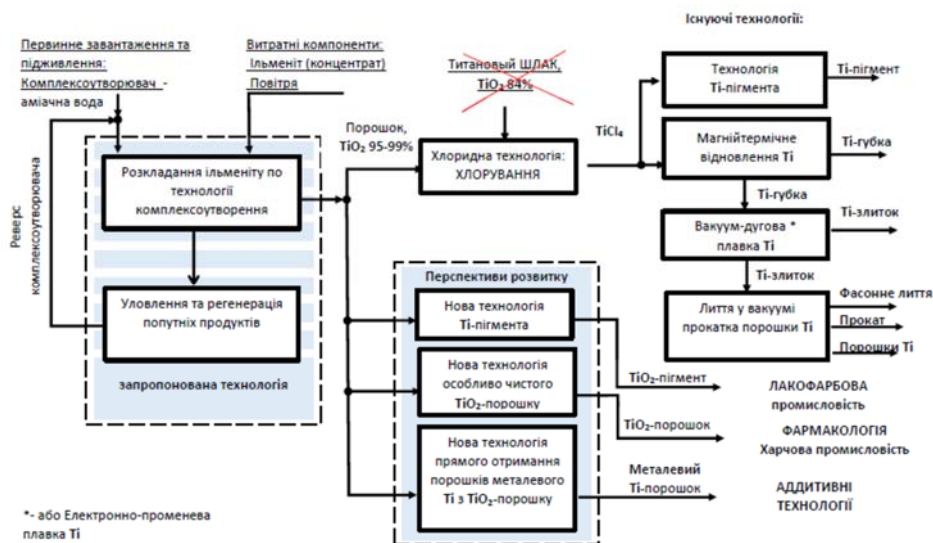


Рисунок 4. Адаптація запропонованої технології у існуючі системи виробництва титанової продукції

Зокрема, технологія отримання діоксиду кремнію (SiO_2) чистотою вище 99,998 % забезпечує його використання як аналог продукту AEROSIL AG (популярний продукт фірми Evonik Degussa AG) [12], і перспективного вихідного сировинного компонента у схемах виробництв напівпровідникового кремнію [13, 14].

Висновки

1. Розглянуто принципову схему отримання діоксиду титану за технологією фторамонійного розкладання ільменітового концентрату з подальшим поділом цільових компонентів (діоксиди титану, кремнію, заліза) та обґрунтовано техніко-економічний потенціал розвитку розглянутої технології.

2. Результати вимірювання кількісного вмісту оксидів цільових компонентів в отриманих продуктах розкладання концентрату ільменіту дозволяють розраховувати на перспективи ефективної адаптації розглянутого підходу в існуючі схеми отримання затребуваних титановмісних матеріалів.

3. Технологія отримання технічного діоксиду титану через комплексні проміжні сполуки забезпечує:

- перспективу відмови від енерговитратного та значного екологічного навантаження при виплавленні титанового шлаку;

- розкладання ільменіту у твердій фазі при невисоких температурах (не вище 220 °C);

- повну регенерацію комплексоутворювача з реверсом його на початок процесу, що зумовлює значну економічну та екологічну ефективність;

- розширення сировинної бази титанової галузі за рахунок залучення в переробку дешевшої сировини – ільменітових концентратів з невисоким (від 36 %) вмістом діоксиду титану;

- вирішення проблеми декарбонізації виробництва через виведення з технології деревинного вугілля, одночасно знижуючи постачання дорогих та дефіцитних компонентів;

- підвищення відсотків переробки сировини (вилучення діоксиду титану 92–95 %) з отриманням діоксиду титану високого ступеня чистоти від 95% до 99,9 % – залежно від вимог споживача.

4. Переваги технології:

- зменшення витрат на виробництво діоксиду титану не менше ніж в 1,5 рази (залежно від обсягів виробництва);
- зниження експлуатаційних та енерговитрат (на 30 млн. кВт-годин – при виробництві діоксиду титану до 10 тис. тон на рік);

- скорочення викидів до атмосфери вуглекислого газу (на 3 млн. тон – при виробництві діоксиду титану в 10 тис. тон на рік).

5. Отримання можливості керування параметрами діоксиду титану (поліморфізм, кількість домішок, розмір часток), що забезпечує можливості отримання продуктів, затребуваних у хімічній промисловості в рамках, як існуючих, так і у розвитку перспективних технологій (прямого відновлення титану з діоксиду).

Список літератури

1. Титан України [Електронний ресурс] / Режим доступу: <http://geoproject.com.ua/publ011.html> 1/4 (дата

звернення 22.12.2023).

2. Металлургия титана [Текст] / В. В. Сергеев, Н. В. Галицкий, В. П. Киселев, В. М. Козлов. – Металлургия, 1971. – 320 с.

3. Зеркало недели [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://zn.ua/ECONOMICS/ws-j-ukrainakhochet-postavljat-titan-v-ssha-vmesto-rossii-no-ej-meshajut-politika-i-vojna.html>.

4. Лабораторні дослідження процесу розкриття ільменітового концентрату за енергоефективною технологією із застосуванням фториду амонію [Текст] / Шевченко В. Г., Баженов Є. В., Попов С. М., Шалева Н. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2024. – № 1. – С. 41–46.

5. Раков, Е. Г. Особенности и реакции фторидов аммония. Успехи химии. [Текст] / Е. Г. Раков, О. И. Мельниченко О.И. – Вып. 9, 1984. – С. 1463–1492.

6. Способ переработки титансодержащего минерального сырья RU 2058408. С22В 34/12 / Мельниченко Е. И., Эпов Д. Г., Гордиенко П. С. и др. ; заявл. 15.06.1994 ; опубл. 20.04.1996.

7. Інноваційні технології в кольоровій металургії України – технологія розкриття ільменіту. [Текст]: Збірник наукових праць «Металургія» / Баженов Є. В., Скачков В. А., Метеленко Н. Г. И др. – 2023. – С. 51–61.

8. Медицинская химия и клиническое применение диоксида кремния [Текст]: монография / под ред. А. А. Чуйко / А. А. Чуйко, В. А. Тертых, В. В. Лобанов и др. – К. : Наукова думка, 2003. – 414 с. ISBN 966-00-0185-1.

9. Пирогидролиз в газовой фазе фтораммониевых солей титана RU 2 539 582 С1/ Алексейко Л. Н., Гончарук В. К., Масленникова И. Г. ; заявл. : 23.12.2013 ; опубл.: 20.01.2015.

10. Шкромата, О. И. Влияние мелкодисперсных добавок и пав на прочность и степень проницаемости бетона / Шкромата, О. И. – Сумской национальный аграрный университет, 2021. – 16 с. Режим доступа: <https://repo.snau.edu.ua/bitstream/123456789/7705/1/Влияние%20мелкодисперсных%20добавок.pdf>

11. Self-Cleansing Cement Matrix using Nano Titanium Dioxide / Fattah, K., Tamimi, A., Alkadi, A. et al. International Journal of Advances in Mechanical and Civil Engineering (IJAMCE), 6 (1), 2019/ – P. 37–40. ISSN: 2394-2827.

Режим доступу: https://www.ijamce.com/journal/journal_file/journal_pdf/13-534-155617593837-40.pdf

12. Шварцман, Л. Я. Одержання колоїдного діоксиду кремнію (SiO_2) з кварцу [Текст] / Л. Я. Шварцман, Є. В. Баженов // Проблеми науково-технічної діяльності. – 2023. – № 1(25). – С. 37–43.

13. Баженов, Є. В. Кварцовий пісок – доступне недороге сировина для технологій електроніки та фотovoltaїки [Текст] / Є. В. Баженов, Т. В. Критська, М. К. Сукач // Underwater technologies: industrial and Civil Engineering. – 2022. – Iss. 12. – P. 63–67.

14. Баженов, Є. В. Кремній з піску – перспективна технологія отримання кремнію напівпровідникової якості / Є. В. Баженов, Т. В. Критська, М. К. Сукач // Transfer of Innovative Technologies. – 2022. – Vol. 5. – № 1.

Одержано 25.03.2024

EVALUATION OF THE FLUORAMMONIUM TECHNOLOGY OF DISCLOSURE OF ILMENITE WITH OBTAINING THE REQUIRED MATERIALS FOR INDUSTRY AND MEDICINE

- Shevchenko V. Candidate of Technical Sciences, Head of the Department of Theoretical and applied mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: shevawkw@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9037-6367
- Bazhenov E. Candidate of Technical Sciences, senior researcher of JSC "INSTITUT TITAN", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: bazeugen@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2889-788X
- Omelchenko O. Senior lecturer of the Department of Theoretical and applied mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: omelchenko15@ukr.net, ORCID: 0000-0001-8925-4178
- Shaleva N. Assistant of the Department of Theoretical and applied mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: shaleva1711@ukr.net, ORCID: 0000-0002-6571-0359

Purpose. Evaluation of the advantages of the innovative direction of obtaining the sought-after titanium and silicon oxides using the technology of hydrofluorination of ilmenite concentrates

Research methods. Evaluation of the quality of laboratory samples – products of hydrofluorination of ilmenite with regard to the possibility of integrating the obtained materials into existing production schemes for the production of current titanium and silicon products, as well as in providing raw materials for promising technological processes. Chemical analysis was carried out by the method of atomic spectral analysis. In the laboratory studies, the raw material component was used – ilmenite concentrate from the Malyshev deposit (Vilnohirsky MMC, Ukraine). A fluorine-containing complexing agent – ammonium fluoride (NH_4F) was used as a reagent. Laboratory studies of the decomposition of ilmenite in an aqueous solution of ammonium fluoride at temperatures not exceeding 200 °C were performed.

Obtained results. Determination of the temperature range and conditions for conducting the ilmenite decomposition process ensures its high productivity and obtaining products that are intermediate and the composition of which determines the content of the subsequent processes of obtaining the target products. Implementation of decomposition of ilmenite using reactions in the solid phase provides a high potential for environmental safety of the technology.

Scientific novelty. The obtained data can be used to justify a workable version of the energy-saving technological process of decomposition of ilmenite concentrate. Based on the obtained chemical analyzes of the decomposition products by hydrofluorination of ilmenite, the compliance of the obtained products with the requirements for the starting materials of a number of areas of their use in metallurgy and medicine was established. The possibilities of integration of the obtained materials into the existing production schemes of titanium and silicon products, as well as in providing the raw material needs of promising technological processes are shown.

Practical value. The indicators of the purity of the obtained products confirm the prospects of the researched integration of the considered technology into the existing production schemes for obtaining products containing titanium and silicon.

Key words: concentrate, ilmenite, titanium, hydrofluorination, titanium oxide, silicon oxide.

References

1. Titan of Ukraine (2023). <http://geoproject.com.ua/publ011.html> 1/4.
2. Sergeev, V. V., Metallurgy of titanium (1971). Publishing House "Metallurgy", 320.
3. Mirror of the week. Access mode: <https://zn.ua/ECONOMICS/wsj-ukraina-khochet-postavyat-titan-v-ssha-vmesto-rossii-no-ej-meshajut-politika-i-war.html>.
4. Shevchenko, V. G. (2024). Laboratory studies of the process of opening ilmenite concentrate using energy-efficient technology using ammonium fluoride. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 41–46.
5. Rakov, E. (1984). Features and reactions of ammonium fluorides. *Success in chemistry*, 1463–1492.
6. RU 2058408. C22B 34/12 (1996). Method of processing titanium-containing mineral raw materials. Submission of application: 15.06.1994. Date of publication of the patent: 04.02.1996.
7. Bazhenov, E. V. (2023). Innovative technologies in non-ferrous metallurgy of Ukraine – the technology of opening ilmenite. *Collection of scientific papers "Metallurgy"*, 51–61.
8. A. A. Chuyko (2003). *Medical chemistry and clinical use of silicon dioxide*. Kyiv : Naukova dumka, 414.
9. RU 2 539 582 C1 (2015). Pyrohydrolysis in the gas phase of fluoroammonium salts of titanium. Application submission: 12.23.2013. Date of publication of the patent: 20.01.2015.
10. Shkromada, O. I. (2021). Influence of finely dispersed additives and powders on the strength and degree of permeability of concrete. *Sumy National Agrarian University*, 16 p.
11. Fattah, K., Tamimi, A., Alkadi, A., Afaneh, M., Awada, M., Khalaf, A. (2019). Self-Cleansing Cement Matrix using Nano Titanium Dioxide. *International Journal of Advances in Mechanical and Civil Engineering (IJAMCE)*, 6 (1), 37–40.
12. Shvartsman, L. (2023). Production of colloidal silicon dioxide (SiO_2) from quartz. *Problems of scientific and technical activity*, 37–43.
13. Bazhenov, E (2022). Quartz sand is an available and inexpensive raw material for electronics and photovoltaic technologies. *Underwater technologies: industrial and Civil Engineering*, 63–67.
14. Bazhenov, E. (2022). Silicon from sand is a promising technology for obtaining semiconductor-quality silicon. *Transfer of Innovative Technologies*, 29–44.

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 620.3+ 544.558

- Петров С. В. д-р техн. наук, с.н.с, провідний науковий співробітник Інституту газу Національної академії наук України, м. Київ, Україна, e-mail: vizana.sp@gmail.com, ORCID: 0000-0003-0373-8003
- Коржик В. М. д-р техн. наук, професор, чл.-кор. НАН України, зав. відділом Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України, м. Київ, Україна, e-mail: vnkorzhyk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9106-8593
- Бондаренко С. Г. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології неорганічних речовин, водоочищення та загальної хімічної технології Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна, e-mail: s_g_bondarenko@ukr.net, ORCID: 0000-0001-9590-4747
- Строгонов Д. В. доктор філософії (матеріалознавство), науковий співробітник Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, e-mail: strogonovd94@gmail.com, ORCID: 0000-0003-4194-764X

ДО ВИСОКОПРОДУКТИВНОГО СИНТЕЗУ АЛЮМІНІЄВИХ НАНО- ЧАСТОК В ПЛАЗМОВІЙ СТРУМІНІ ПРИ АТМОСФЕРНОМУ ТИСКУ

Мета роботи. Метою даного дослідження є вивчення високопродуктивного випаровування мікронного алюмінієвого порошку в плазмовому струмені атмосферного тиску для синтезу наноалюмінія. Використовуючи спеціальну плазмову техніку, наночастинки можна отримати шляхом швидкого плавлення і випаровування початкових мікрометричних частинок та їх подальшої повторної нуклеації.

Методи дослідження. Використані методи математичного та комп'ютерного моделювання дозвукових турбулентних плазмових струменів при атмосферному тиску та експериментальні дослідження двофазних процесів при термічній плазмовій обробці з використанням дугового плазмотрону.

Отримані результати. На основі комп'ютерного моделювання спроектована і розроблена спеціальна реакторна система, що включає до свого складу плазмово-струменевий реактор з електродуговим плазмотроном для синтезу наночастинок алюмінію. Чисельне моделювання надає можливість визначити положення точки плавлення, випаровування і дроблення розплавленої частинки, еволюцію фракційного складу дисперсної фази, знайти швидкість і температуру частинки на ділянці від точки її плавлення до точки дроблення. Проведена експериментальна перевірка роботи реакторної системи при використанні дугових плазмотронів потужністю 30 та 150 кВт. Показано, що інтенсифікація дроблення дисперсної сировини в плазмовому струмені може бути корисною в технологіях отримання наноматеріалів. Наслідком процесу дроблення є перерозподіл фракційного складу порошку вздовж плазмового струменя і супутні зміни динаміки руху, нагрівання та випаровування частинок. Визначено, що коли температура найбільших частинок алюмінію досягає 2500 °С, загальна кількість випарованої маси теоретично дорівнює 100 %. Основними параметрами, що впливають на поведінку частинок у плазмовому струмені, є діаметр частинок, швидкість впорскування порошку, швидкість потоку, температура і склад плазмового газу. Урахування цих параметрів дозволить вести процес на підвищеній продуктивності.

Наукова новизна. Отримано математичний опис процесу дроблення полідисперсного порошку, заснований на континуальному підході, що надає змогу визначити положення точки дроблення розплавленої частинки, фракційний склад дисперсної фази, знайти швидкість і температуру частинки на ділянці від точки її плавлення до точки дроблення і випаровування. Вперше показано, що можна вести процес коли повне випаровування розплавленої краплі здійснюється за рахунок високої ентальпії плазми до закінчення перемішування з паром.

Практична цінність. Спроектована і розроблена спеціальна реакторна система, що включає до свого складу плазмово-струменевий реактор з електродуговим плазмотроном для синтезу наночастинок алюмінію. Визначені параметри роботи реакторної системи, що дозволить проводити процес синтезу наночастинок алюмінію з високою продуктивністю.

Ключові слова: нанопорошки, наночастинки алюмінію, плазма, плазмовий реактор, плазмовий струмінь, математичне моделювання.

Вступ

Наночастинки алюмінію є одними з найважливіших наночастинок, використання яких стрімко зростає в нанорозмірній науці та інженерії. Вони мають безліч застосувань, які включають: піротехніку, пропеленти, вибухові речовини, ракетне паливо, запалювальні пристрої, димові шашки, трасери, деталі порошкової металургії для автомобілів і літаків, теплозахисні і антикорозійні покриття, світловідбивні фарби, струмопровідні та декоративні вироби, термічне зварювання.

Аналіз досліджень та публікацій

Існують різні методи синтезу наночастинок взагалі [1–3]. Для отримання наноалюмінієвих часток використовують високотемпературні і низькотемпературні технологічні процеси. Високотемпературні включають випаровування газу [4, 5], плазмохімічний синтез [6–11], лазерна абляція [12], дуговий розряд [13–15], електровибух [16–19] та іонна імплантація [20], тоді як низькотемпературні включають методи розчинення [21–27] та механічне стирання (кульове подрібнення) [28–29]. Однак промислове виробництво наноалюмінію залишається технічною проблемою. Серед існуючих технологічних процесів термічна плазма має такі невід’ємні переваги, як висока швидкість виробництва і контроль розміру частинок (монодисперсність). Проте, високочисті порошки і нанопорошки активних металів, таких як алюміній, не так просто синтезувати, оскільки їхнє швидке окиснення відбувається легко. Малі розміри наночастинок алюмінію роблять їх особливо сприйнятливими до надмірного окиснення під час зберігання до використання.

В останні роки все більше наноалюмінієві частинки привертають велику увагу фахівців у галузі горіння; їхні фізико-хімічні властивості дуже сприятливі порівняно з їхніми аналогами мікронного розміру [30]. Сьогодні нанорозмірні компоненти становлять інтерес для досягнення високої продуктивності в ракетному паливі та піротехніці. Наноалюміній є прикладом такого матеріалу. Очікується, що порівняно з частинками мікронного розміру, нанорозмірний алюмінієвий порошок збільшить швидкість горіння і значно зменшить агломерацію, підвищуючи питомий імпульс твердого ракетного палива [31].

Таким чином, існує потреба в більш дешевому і високопродуктивному процесі для виробництва наноалюмінію. Наступна проблема полягає в методі наносинтезу.

Мета роботи

Метою даного дослідження є вивчення можливості синтезу наночастинок алюмінію випаровуванням мікронного алюмінієвого порошку за допомогою спеціальної техніки розпилення в атмосферній плазмі. Використовуючи таку техніку, синтез наночастинок

досягається шляхом швидкого плавлення і випаровування початкових мікрометричних частинок та їх подальшої повторної нуклеації.

Для досягнення поставленої мети необхідно виконати такі завдання:

1. Виконати моделювання поведінки дисперсної фази в дозвукових турбулентних плазмових струменях при атмосферному тиску та її комп’ютерний розрахунок.

2. Розробити та реалізувати спеціальну реакторну систему з електродуговим плазмово-струменевим реактором та потужною системою електроживлення електричного розряду для плазмового синтезу наночастинок.

3. Дослідити ефективність випаровування дисперсної фази при синтезі наночастинок алюмінію.

Матеріал і методика досліджень

При проектуванні і розробці плазмово-струменевого реактора з електродуговим плазмотроном для синтезу наночастинок алюмінію використані методи математичного та комп’ютерного моделювання дозвукових турбулентних плазмових струменів при атмосферному тиску. Програмне забезпечення CASPSP, що використане авторами, призначене для комп’ютерного моделювання плазмових процесів. CASPSP є пакетом прикладних програм, що використовуються при розрахунках характеристик турбулентних плазмових струменів і для моделювання процесів нагрівання і руху частинок в плазмі.

Розроблені реакторні системи для синтезу наночастинок алюмінію, що включають до свого складу плазмово-струменеві реактори з електродуговими плазмотронами, які забезпечені системами охолодження, джерелами живлення, системами подачі вихідного матеріалу (порошку), подачі плазмоутворюючих газів та пристроєм загартування. Застосовувалась суміш аргону і водню з можливістю використання гелію. Система подачі плазмоутворюючих газів здатна їх змішувати в різних співвідношеннях. Система подачі матеріалу забезпечує подачу алюмінієвого порошку з живильника дозатора до реактору. Загартувальний пристрій є пристроєм циліндричного типу, куди подається аргон.

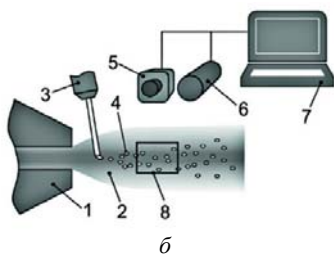
Дослідна перевірка ефективності роботи плазмово-струменевого реактора виконана з використанням електродугових плазмотронів потужністю 30 та 150 кВт і експериментального комплексу для досліджень процесів руху, нагріву, диспергування та випаровування матеріалу в процесі розпилення, що включає в себе оригінальну систему відеофіксації та аналізу отриманих зображень (рис. 1) [32].

Камера і прийомний об’єктив спектрометра фіксувалися на платформі, так що їх взаємне розташування залишалось незмінним (рис. 1а), а плазмовий струмінь перебував в фокусній площині обох оптич-

них систем. Область візування камери охоплювала ділянку струменя (вимірювальний об'єм), розміри якого варіювалися від 29×24 мм² до 68×56 мм².



a



б



в

Рисунок 1. Загальний вигляд плазмової установки (*a*), схема (*б*) та зовнішній вигляд (*в*) діагностичного комплексу для дослідження процесів руху, нагріву та випаровування часток у плазмовому струмені: 1 – плазмотрон; 2 – запылений плазмовий струмінь; 3 – пристрій для подачі порошку; 4 – дрібнодисперсні частки; 5 – камера; 6 – фотоспектрометр; 7 – комп'ютер; 8 – вимірювальний об'єм

Початковою областю зйомки було місце вводу порошку у плазмовий струмінь, де відбувалась реєстрація процесів нагріву, руху, дроблення та випаровування дисперсних часток.

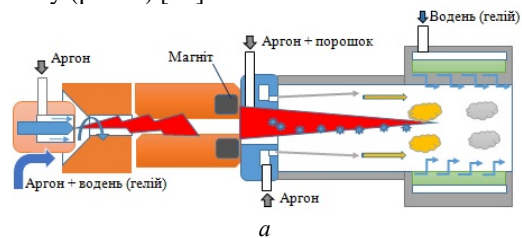
Далі платформа з камерою і об'єктивом спектрометра переміщувалась уздовж плазмового струменя, забезпечуючи перекриття послідовних областей вимірювання температури і швидкості частинок.

В системі відеофіксації використано інноваційний тепловізійний модуль, в якому застосовано новий підхід з інтеграції обробки інформації від високошвидкісної камери HD1-1312-1082-G2 (Photon-Focus, Швейцарія) і цифрового спектрометра LR1-T (ASEQ Instruments, Канада) (рис. 1в). Для інтеграції даного

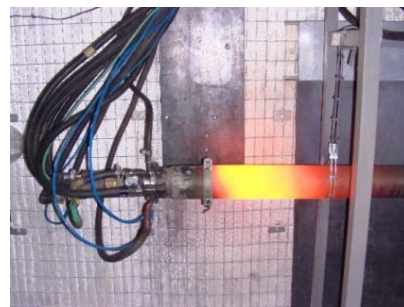
модуля в середовищі MATLAB розроблено M-клас об'єктів aSpectr, які представляють його у вигляді віртуального приладу з широким набором функціональних можливостей при часу експозиції спектрометра 10...100 мс. Апаратно-програмні засоби дослідної установки дозволяють здійснювати автоматичну реєстрацію та обробку даних параметрів процесу, в тому числі таких, як струм дуги, напруга на дузі, тиск та витрата плазмоутворюючого газу, швидкість подачі порошку у плазмовий струмінь, тощо. В якості дослідного матеріалу використовували сферичний порошок алюмінію АСД-1 фракції -15 – 45 мкм.

Результати досліджень

Спеціальна реакторна система була спроектована і розроблена [33] з урахуванням попереднього відповідного спрощеного моделювання CASPSP – пакету комп'ютерних програм для моделювання дозвукових турбулентних плазмових струменів при атмосферному тиску [34]. Система дозволяє уникнути будь-якого окиснення металу під час плазмового розпилення, а також забезпечує швидке загартування газифікованого металу (рис. 2) [35].



a



б



в

Рисунок 2. Плазмово-струменевий реактор: *a* – схема, *б* – реактор в роботі, *в* – запылена плазмова струмина

Утворені частинки збирали за допомогою кварцового фільтра за потоком плазмового струменя.

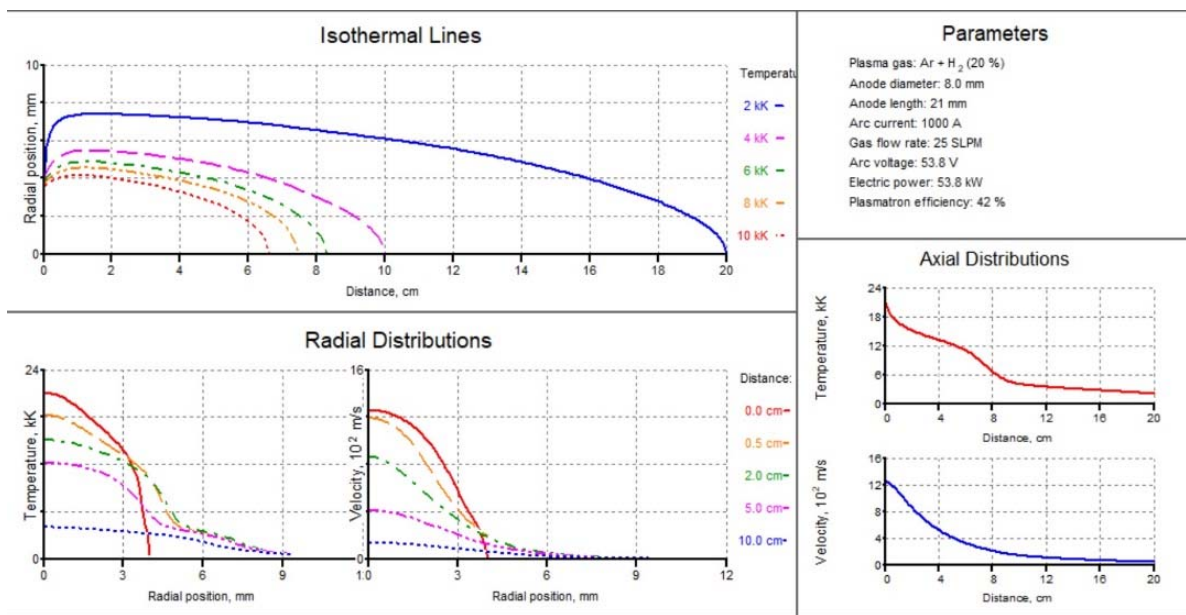
Процес починається з випаровування матеріалів-прекурсорів за рахунок високої ентальпії плазми, а згодом пара матеріалу переноситься до хвоста або

периферії плазми, де температура різко знижується. Цей температурний градієнт дозволяє формувати високонересичену пару, що призводить до швидкого утворення наночастинок шляхом гомогенної нуклеації, гетерогенної конденсації та коалесценції.

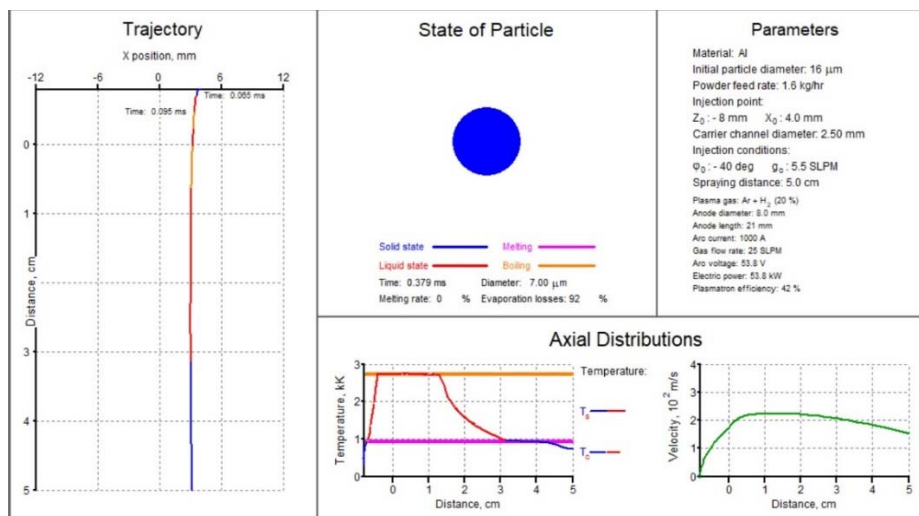
Ефективне випаровування вихідного матеріалу в польоті є необхідною і достатньою умовою для однорідного зародження наночастинок і росту нанопорошків однакового розміру Розглянемо це детальніше.

Перша стадія процесу – це повне випаровування вихідного порошку в плазмовому струмені досить точно моделюється. Математична модель фізичних процесів, що протікають у плазмовому струмені, а також під час його взаємодії з частинками порошкового матеріалу, дає змогу за допомогою пакета прикладних програм CASPSP реалізувати комп'ютерне моделювання нагріву та руху частинок у плазмовому

струмені й оцінити технологічні параметри процесу їх випаровування. Аналіз результатів моделювання плазмових процесів в електродуговому плазмотроні показує, що найсприятливіші умови для випаровування дрібнодисперсного порошку в плазмовому струмені (низька швидкість плазми при високій температурі) створюються в певному режимі роботи, і вся система масштабується. Основною зоною обробки алюмінієвого порошку в плазмовому струмені є високотемпературна зона (3000–15000 °C), довжина якої не перевищує 3–4 калібрів. З вжиттям спеціальних заходів ця довжина може бути збільшена в 1,5–2 рази. На рис. 3 наведено розподіл розрахункових параметрів плазмового струменя (а) і відповідних станів матеріалу частинок (б) для реактора, що наведений на рис. 1.



а



б

Рисунок 3. Розподіл параметрів плазмового струменя: а – і відповідних станів матеріалу частинок; б – для реактора (рис. 1). Частинки можуть випаровуватися через кілька міліметрів траєкторії залежно від властивостей частинок і плазми. Що стосується технологічних особливостей плазми, то в роботі [36] з використанням обчислюва-

льного методу виконано 3D моделювання залежно від часу плазмового струменя. Показано, що при накладанні однорідного магнітного поля за рахунок сил Лоренца та Джоулевого нагріву відбувається ламінаризація потоку, подовження плазмового струменя та температурний профіль стає більш заповненим. Це призводить до більш ефективного прогріву частинок порошку та придушення турбулентної дифузії парів та наночастинок вихорами, що в свою чергу впливає на їх формування. Експериментальна перевірка ефективності теоретично описаного явища з використанням дугового плазмотрона потужністю 30 та 150 кВт виконана в [33]. Визначальну роль у плазмово-струменевих процесах, пов'язаних з обробкою дисперсних матеріалів, відіграють швидкість і температура плазми та частинок порошку, його фракційний склад.

У реальних умовах дисперсна фаза, що транспортується плазмою, за фракційним складом може істотно відрізнитися від вихідного порошку [37]. Така відмінність є, в основному, результатом аеродинамічного дроблення розплавлених частинок (рис. 4).



Рисунок 4. Дроблення часток алюмінію в плазмовій струміні: *а* – ділення розплавленої частинки, *б* – здування розплаву з поверхні частинки, *в* – утворення на поверхні подрібнених частинок

Дроблення може мати значний вплив на кінцевий результат процесу. Зокрема, під час плазмового синтезу наночастинок кероване дроблення може бути корисним. До позитивних результатів призводить поділ великих частинок на 2–3 дрібніші. При цьому функція розподілу частинок за розмірами зміщується в бік зменшення їхнього середнього діаметра (d_s), середньоквадратичне значення відхилення $(\Delta d_s)^2$ також зменшується.

Пов'язане з дробленням зменшення інерційності частинок обумовлює збільшення їх середньої швидкості, а зниження середньоквадратичного відхилення від середнього діаметра призводить до зменшення розкиду за швидкостями. Усе це забезпечує більш щільне і рівномірне пакування частинок у струміні (рис. 5). Частинки, що рухаються в потоці плазми, залишають на відеокадрі треки, що світяться, довжина яких пропорційна часу експозиції.

Інтенсифікація дроблення дисперсної сировини в плазмовому струмені доцільна в технологіях отримання наноматеріалів. Це пов'язано з тим, що повнота перетворення дисперсної сировини в цільовий продукт визначається ступенем її випаровування, а дроблення крапель розплаву прискорює їх кипіння. Зміну

фракційного складу дисперсної фази під час розпилення можна розглядати як результат розплавлення або часткового оплавлення частинок і подальшого їх дроблення аеродинамічним впливом струменя.



Рисунок 5. Фотографії треків частинок алюмінію, що світяться, у плазмовому струмені: *а* – у результаті дроблення, *б* – за відсутності дроблення

Розглянемо одновимірну модель руху, нагрівання і дроблення розплавленої (спочатку) одиночної частинки стаціонарним потоком плазми [38, 39]. Оцінимо залежність відстані, пройдені розплавленою часткою до моменту дроблення, від швидкості й температури струменя, які прийняті постійними (останнє допущення виправдовується отриманими результатами розрахунків, що свідчать про малість цієї відстані). Модель базується на даних про дроблення крапель потоком, а також на нових результатах, отриманих в експериментах над водогліцериновими краплями в потоці повітря.

Стійкість і руйнування крапель під впливом аеродинамічних сил характеризують такими безрозмірними параметрами, як числа Вебера We , Лапласа Lp , Маха M , Бонда Bo , Рейнольдса Re та іншими, причому ступінь їхнього впливу на умови руйнування краплі різна. Найбільш важливим є число Вебера:

$$We = |\vec{V}_r - \vec{V}_s| \cdot \rho_r \cdot d_s / \sigma_{\text{пн}},$$

де \vec{V}_r , \vec{V}_s – швидкості газу і краплі; d_s , $\sigma_{\text{пн}}$ – діаметр і поверхневий натяг краплі; ρ_r – густина газу.

Вплив числа Лапласа:

$$Lp = d_s \cdot \rho_s \cdot \sigma_{\text{пн}} / \eta_s,$$

де η_s , ρ_s – коефіцієнт динамічної в'язкості та густини краплі відповідно має істотні значення лише для в'язких рідин (за $Lp \leq 10$). Дані про вплив інших безрозмірних параметрів уривчасті та неповні.

Характер дроблення краплі буває різним в залежності від інтенсивності та часової зміни навантаження. Зазвичай розглядають три типи часової залежності навантаження краплі: а) різке збільшення відносної швидкості й потім плавне зменшення до моменту дроблення; б) плавне збільшення; в) плавне зростання і потім плавне зменшення навантаження. Кількісною характеристикою швидкості навантаження є безрозмірний параметр G :

$$G = \frac{d_s}{d_s \cdot \tau^*} We; \tau^* = \frac{\tau}{\tau_k}; \tau_k = 0,83(\rho_s \cdot d_s^3 / \sigma_{\text{пн}})^{0,5},$$

де τ – поточний час, τ_k – період власних коливань краплі.

Крапля руйнується при виконанні умови

$$We = We^*,$$

де We^* – критичне число Вебера, що дорівнює мінімальному числу Вебера, після досягнення якого крапля з деякою затримкою $\tau_{\text{інд}}$, яка називається часом індукції, обов'язково зруйнується. Для типів навантаження б), в) з приблизно лінійним законом наростання навантаження в часі обробка результатів експерименту показала, що за $G = 3 - 97, L_p = (3,5 - 5,3) \cdot 10^5$ залежність числа We^* від параметрів G, L_p виражається інтерполяційною формулою:

$$We^* = 13,5 - 0,44a - (9,5 - 0,44a)e^{(0,005a - 0,25)G},$$

де $a = \ln(L_p)$.

Число G обчислюється на ділянці наростання числа Вебера за формулою:

$$G = [We(\tau^*) - We(\tau_0)] / (\tau^* - \tau_0)$$

де τ_0, τ^* – безрозмірні початковий момент часу і момент часу при виконанні умови $We = We^*$.

Для часу індукції $\tau_{\text{інд}}$ отримано залежність:

$$\tau_{\text{інд}} = \tau_{\text{кр}} A e^{(8,4 \cdot 10^{-4} Re - 3,44)(We_{\text{max}} - We^*) / We^*},$$

$$A = 4,32 - 8,5 \cdot 10^{-4} Re \cdot (-0,15 - 4 \cdot 10^{-5} Re) \ln(L_p),$$

де $We_{\text{max}} \geq We^*$ – максимальне значення числа Вебера після моменту часу $\tau > \tau_{\text{кр}}$; число Re береться в момент часу $\tau_{\text{кр}}$.

Цю залежність встановлено для діапазонів $Re = 2790 - 3620, L_p = (5,2 - 3,92) \cdot 10^5$. У нашому випадку критерій Re значно менший унаслідок низької густини та високої в'язкості плазми. Однак через відсутність більш достовірних літературних даних в оціночних розрахунках використано зазначені залежності. У моделі для величин We^* та $\tau_{\text{інд}}$, бралися наведені залежності, причому вважалось $G = \infty$. Останнє пов'язано з тим, що під час плавлення частинки її поверхневий натяг зменшується практично стрибкоподібно, через що число We частинки спочатку різко зростає до деякого максимального значення і далі монотонно зменшується, що відповідає часовій залежності навантаження типу а).

Рівняння руху частинок має вигляд:

$$\frac{du_s}{dx} = 18 \cdot C_R \cdot \left(\frac{\eta_r}{\rho_s \cdot d_s^2 \cdot u_s} \right) \cdot (u_r - u_s),$$

де u_s – швидкість частинки, η_r – динамічна в'язкість газу, u_r – швидкість газу, C_R – коефіцієнт динамічного опору, x – шлях.

Нагрівання частинок описано співвідношенням:

$$\frac{dT_s}{dx} = 6 \cdot \left(\frac{Nu \cdot \chi_r}{C_p \cdot \rho_s \cdot d_s^2 \cdot u_s} \right) \cdot (T_r - T_s),$$

де T_s – температура частинки, T_r – температура частинки, χ_r – коефіцієнт теплопередачі; C_p – теплоємність матеріалу частинки, Nu – критерій Нусельта.

Аналіз результатів розрахунку координати точки дроблення $x_{\text{др}}$ і часу індукції $\tau_{\text{інд}}$ показує, що для всіх вихідних параметрів частинок, що розглядалися, та в усіх режимах їхнього руху й нагрівання відзначаються наступні особливості:

- а) за фіксованих значень u_r, T_r величини мають тенденцію до спадання: $x_{\text{др}}(d_s) \downarrow$ та: $\tau_{\text{інд}}(d_s) \downarrow$;
 - б) за фіксованих u_r, d_s величини мають тенденцію до зростання: $x_{\text{др}}(T_r) \uparrow$ та: $\tau_{\text{інд}}(T_r) \uparrow$;
 - в) за фіксованих d_s, T_r величини мають тенденцію до спадання: $x_{\text{др}}(u_r) \downarrow$ та: $\tau_{\text{інд}}(u_r) \downarrow$,
- де через $f(x) \uparrow, f(x) \downarrow$ позначено зростаючу й спадаючу функції.

Основний висновок, що впливає з проведеного аналізу, полягає в тому, що в плазмовоструменевих процесах, пов'язаних з обробленням порошків, можуть реалізуватися умови дроблення частинок різних матеріалів, а час, необхідний для руйнування частинки після досягнення критичних параметрів, на кілька порядків менший за характерних часів розгону і розігріву частинок до температури плавлення. Наслідком процесу дроблення є перерозподіл фракційного складу порошку вздовж плазмового струменя і супутні зміни динаміки та нагрівання частинок. Слід зазначити, що в потоці відбувається і коагуляція крапель. Однак досвід свідчить про те, що в умовах плазмового розпилення переважає дроблення.

Загальна математична модель руху, нагрівання, дроблення та коагуляції полідисперсних розплавлених крапель у потоці надзвичайно складна. В даний час прийнятне для практики рішення може бути отримано лише в окремих випадках. Модель дроблення полідисперсного порошку заснована на континуальному підході (нагадаємо, що при континуальному описі кожна частинка фракції ніби визначає всю фракцію і розпад частинки еквівалентний розпаду всіх частинок її фракції). Ця модель дає змогу встановити положення точки дроблення розплавленої частинки: $x_{\text{др}}$, фракційний склад уламків, знайти швидкість і температуру частинки на ділянці від точки її плавлення $x_{\text{пл}}$ до $x_{\text{др}}$. Залежність стану дисперсного пото-

ку, що рухається з великим ковзанням у плазмі, від розмірів розплавлених крапель наведено на рис. 6.

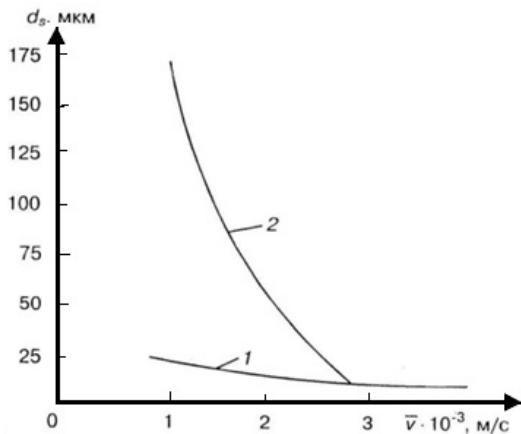


Рисунок 6. Стан дисперсної фази в потоці плазми при випаровуванні –1 і дробленні –2

Пульсації несучого потоку плазми можуть інтенсифікувати дроблення розплавлених частинок порошку. Дроблення крапель стимулюється при резонансних коливаннях середовища і самої краплі. Оцінки показують, що на режимах, що реалізуються в плазмотронах із самоустановлювальною дугою, внаслідок пульсацій параметрів дроблення крапель відбувається за меншого значенні критичного числа Вебера, ніж у стаціонарному потоці. Взагалі дрібні частинки розміром до 50 мкм не розпадаються, а мелені, неправильної форми, стають сферичними. Для частинок розміром понад 60 мкм із матеріалів із низькою теплопровідністю дроблення відбувається за рахунок зриву високошвидкісним потоком плазми прикордонного шару розплаву (рис. 4б). Винесення маси рідини з периферійного прикордонного шару визначається швидкістю ковзання, температурою розплаву і розміром частинки. Розпад частинок з високою теплопровідністю відбувається за рахунок як їхньої деформації і поділу на дві або більше частинок, так і зриву прикордонного шару (рис. 4а, в). В умовах плазмового розпилення інтенсивністю дроблення дисперсних частинок можна також керувати шляхом модуляції параметрів плазмової дуги. Плазмотрон при цьому стає джерелом ударних хвиль, які взаємодіють з частинкою під час її польоту. Задаючи частоту проходження імпульсів струму, шпаруватість, полярність і амплітуду, можна отримати різний ступінь дроблення частинок.

У загальному випадку оброблюваний порошковий матеріал має велику дисперсію розмірів частинок і зазвичай вводиться у високотемпературну частину плазмового струменя по нормалі до її осі. Частинки різного діаметра мають різні траєкторії руху і різні часи перебування у високотемпературній частині струменя. Це призводить до різних часових і температурних історій частинок, на яких відбуваються такі стадії: нагрівання твердої фази, плавлення, нагрівання рідкої фази і часткове або повне випаровування. Ці

етапи можна вважати послідовними для матеріалів з високою теплопровідністю (для алюмінію 236 Вт/м К). Швидкість теплопередачі через прикордонний шар пропорційна площі поверхні частинки, тоді як кількість матеріалу, що нагрівається, пропорційна його об'єму. Тому тривалість кожної з цих чотирьох стадій пропорційна діаметру частинки. Оскільки умови роботи плазмотрону, як правило, встановлюються для середнього діапазону розміру частинок, дрібні частинки, що потрапили в потік, можуть випаровуватися через кілька міліметрів подорожі. Змішування пари з плазмовим газом може змінити нагрівання інших частинок. Коли температура найбільших частинок алюмінію досягає 2500 °С, розрахункова загальна кількість випарованої маси дорівнює 100%. Молекули пари повинні дифундувати через прикордонний шар що оточує розплавлену сферу рис. 7а [40].

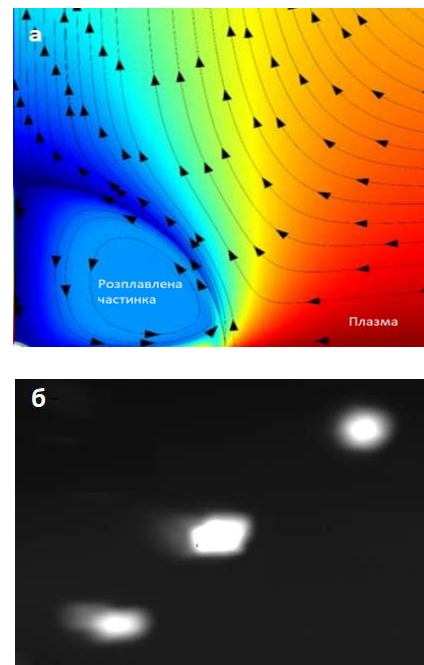


Рисунок 7. Випаровування частинки в плазмовому струмені: а – моделювання температурних полів та ліній течії газу в області біля поверхні краплі в потоці плазми; б – здування пари з поверхні розплавленої краплі в польоті

В інертному газі тиск парів металу навколо кулі зростає і швидкість випаровування, якщо ослаблена дифузія, зменшується. Поведінку хмари парів навколо частинки в плазмовому струмені (рис. 7б) досліджували експериментально методом емісійної спектроскопії за випромінюванням збуджених атомів металу і чисельним моделюванням [41–43]. Струміння плазми з пиловими частинками досліджено за допомогою мультитермодинамічної моделі, яка враховує вплив електричного поля на динаміку частинок пилу [44]. Досліджено просторові розподіли частинок пилу та їхніх швидкостей у плазмовому струмені при різних ступенях іонізації плазми, густинах плазми на вході та розмірах пилових частинок. Показано, що при великому ступені іонізації плазми ($\alpha > 0,001$) швидкість

частинок пилу суттєво зменшується порівняно з випадком слабкоіонізованого плазмового потоку внаслідок їхнього гальмування електричним полем.

Для того, щоби забезпечити випаровування частинки, повна чиста енергія, яку вона поглинає повинна бути більшою, ніж сума енергії, необхідної для нагрівання до температури випаровування, та її прихованої енергії плавлення і випаровування. Рисунок 8 ілюструє такий аналіз енергетичного балансу для плазмового випаровування частинки в польоті.

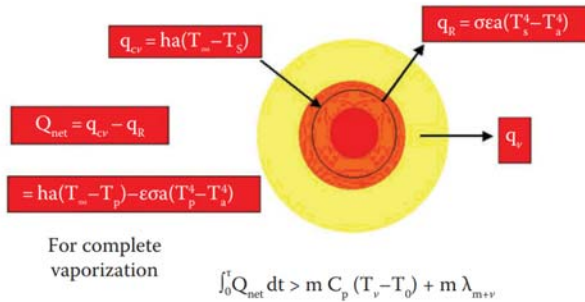


Рисунок 8. Аналіз теплового балансу при плазмовому випаровуванні порошків в польоті, що подаються в плазмову струмину [45]

В реальному процесі просторові розподіли параметрів плазми та частинок, отримані в різні моменти часу після інжекції металевих частинок в плазмовий струмінь до повного випаровування значно відрізняються. Для вдосконалення системи плазмового синтезу наночастинок дуже важливо параметрично уточнити характеристики дисперсної фази у польоті. Основними параметрами, що впливають на поведінку частинок, є діаметр частинок, швидкість впорскування порошку, швидкість потоку, температура і склад плазмового газу. На останньому етапі, коли починається випаровування, частинки транспортуються у суміші змінного складу з плазмової атмосфери і пари. Коли відбувається випаровування (рис. 7б), перенесення маси від поверхні частинок до плазмового газу зменшує ефективну тепловіддачу: ентальпія, спрямована до поверхні використовується для забезпечення прихованої теплоти випаровування і для нагрівання пари в приміжовому шарі. Дифузія пари змінює газовий склад плазми і, отже, її транспортні властивості. Потік випаровування зростає з 19.7 до 35.5 кг/м², коли температура газу зростає з 5500 до 7500 К [41]. Еволюція температури вздовж хмари пари навколо частинки на різних відстанях від точки інжекції наступна. У ядрі плазмового струменя температура не змінюється і різко зменшується за її межами. Визначення радіуса хмари пари, що оточує окрему частинку (складає декілька міліметрів) не дозволяє вважати можливість повного випаровування в оточенні плазми. Температура в зоні дифузії майже однорідна, близька до температури плазмового потоку, а товщина дифузійної зони може перевищувати радіуси частинок у десятки разів [46]. Реалізація оптимальної ситуації, коли нагрів і випаровування випереджають змішування пари з плазмою, дозволить вести процес на підвищеній продуктивності.

Обговорення

Стосовно продуктивності отримання наноалюмінію на теперішній час ситуація виглядає наступним чином. Термічна дугова плазма прямої дії з випаровуванням алюмінієвої пари в реакторі (TAPR) (виробник: TEKNA Inc. Canada) [47] при оптимальній потужності 22 кВт дозволяє отримувати 50 г/год наноалюмінію з розміром часток 50–250 нм.

В установці Thermal Plasma Nanopowder Synthesis System TP 40020NPS японської компанії JEOL Ltd [48] використовується струменева термічна плазма на основі аргону з додавкою інших газів, таких як кисень, азот і водень. У струмінь плазми вводять сировинні матеріали у вигляді дрібних частинок з розміром десятки мікрон. У плазмі відбувається їхнє плавлення, випаровування і хімічні реакції. Перетворення на кінцевий продукт відбувається миттєво. Максимальна потужність установки 6 кВт. Продуктивність – 0,1 – 1 г/хв залежно від властивостей матеріалу.

Нинішні методи виробництва нанопорошків дорогоартісні і становлять 30 000 доларів США за 1 кг. Найбільш потужна установка (до 200 кВт) Teknapo-200 Plasma Nanopowder Synthesis канадської компанії «Tekna» на основі індукційної плазмової технології з робочими газами (Ar, O₂, N₂, H₂, He і т. п.) забезпечує продуктивність до кількох кг/год наноматеріалів залежно від їх властивостей [49]. Накопичений досвід авторів став основою для проектування ефективних промислових виробництв порошків з використанням плазмових реакторів на базі електродугового плазмотрона з виготовленням плазмохімічних установок синтезу нанопорошків продуктивністю 17 кг/год при потужності плазмотрона 250 кВт [35].

Висновки

Алюмінієвий матеріал має хороші властивості для застосування, особливо якщо він виготовлений у вигляді наночастинок. Існує потреба в більш дешевому процесі для виробництва наноалюмінію.

Очікується, що термічна плазмова обробка зробить значний внесок у процеси отримання і широкомасштабного застосування наночастинок. Високопродуктивний синтез функціональних наночастинок можна реалізувати за допомогою термічної плазмової обробки вихідного матеріалу оскільки температура синтезу наночастинок набагато вища ніж у інших методів.

Ключовою проблемою для підвищення продуктивності є швидкість випаровування частинок і пов'язаний з нею енергетичний баланс. Результати аналізу показують, що енергія, яка втрачається на об'ємне випромінювання хмари плазми/пари металу, є найважливішою енергетичною потребою процесу, і яка .

Наступні зусилля необхідно присвятити розвитку повної плазмової системи виробництва наноалюмінієвого пилу, які можуть забезпечити щільний розподіл за розмірами та забезпечити високу продуктивність.

Список літератури

1. Ghorbani, H.R. A Review of Methods for Synthesis of Al Nanoparticles [Text] / H.R. Ghorbani // *Oriental Journal of Chemistry*. – 2014. – Vol. 30, Iss. 4. – P. 1941–1949. doi.org/10.13005/ojc/300456
2. Kolahalam, L. A. Review on nanomaterials: Synthesis and applications [Text] / L. A. Kolahalam, I. V. Kasi Viswanath, B. S. Diwakar, B. Govindh, V. Reddy, Y. L. N. Murthy // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 18, Iss. 6. – P. 2182–2190. doi:10.1016/j.matpr.2019.07.371
3. Salem, S. S. A Comprehensive Review of Nanomaterials: Types, Synthesis, Characterization, and Applications [Text] / S. S. Salem, E. N. Hammad, A. A. Mohamed, W. El-DougDoug // *Biointerface Research in Applied Chemistry*. – 2023. – Vol. 13, Is. 1, 41. doi: doi.org/10.33263/BRIAC131.041
4. Puszynski, J.A. Formation, Characterization and Reactivity of Nanoenergetic Materials [Text] : Proceedings of the 29th International Pyrotechnic Conference / J. A. Puszynski // Westminster, CO, USA, 2002. – P. 191–202.
5. Groza, J. R. Sintering of Nanocrystalline Powders [Text] / J. R. Groza // *International Journal of Powder Metallurgy*. – 1999. – Iss. 35(7). – P. 59–66.
6. Hull, M. Tetronics: Plasma Processing Holds Key to Consistent Nanopowders [Text] / M. Hull // *Powder Metall.* – 2002. – Vol. 45, Iss. 1. – P. 8–9. doi: 10.1179/pom.2002.45.1.8
7. Paskalov, G., Plasma Processing of Aluminium Nano-fuel. Retrieved from: <https://www.ispc-conference.org/ispcproc/ispc20/3.pdf>
8. Settumba, N. Modeling and Simulation of Nano-aluminium Synthesis in a Plasma Reactor [Text] / N. Settumba, S. C. Garrick // *International Journal of Energetic Materials and Chemical Propulsion*. – 2007. – Vol. 6, Iss. 5. – P. 651–663. doi: 10.1615/IntJEnergeticMaterialsChemProp.v6.i5.70
9. Jiayin, G. Development of Nanopowder Synthesis Using Induction Plasma [Text] / G. Jiayin, F. Xiaobao, R. Dolbec, X. Siwen, J. Jurewicz, M. Boulos // *Plasma Science and Technology*. – 2010. – Vol. 12, Iss. 2. – P. 188–199. doi: 10.1088/1009-0630/12/2/12
10. Kearns, M. Development and Applications of Ultrafine Aluminium Powders [Text] / M. Kearns // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 375, Is. 1. – P. 120–126. doi: 10.1016/j.msea.2003.10.160
11. Seo, J.-Ho Thermal Plasma Synthesis of Nano-Sized Powders [Text] / J.-Ho Seo, B.-G. Hong // *Nuclear Engineering and Technology*. – 2012. – Vol. 44, Iss. 1. – P. 9–20. doi: 10.5516/NET.77.2012.002
12. Yamamoto N., Nishiyama T., Nagayama K., Process Controlled Synthesis of Aluminum Nanoparticles as a Next Generation Propellant; <http://www.aero.kyushu-u.ac.jp/aml/laser/Al%20nano.pdf>.
13. Radial Pulse Arc Discharge Gun for Synthesizing Nanopowders [Text] / Schroder K.A., Jackson D.K. – Patent US 2005/0000950 A1, 2005.
14. Yanik, B. Synthesis and Characterization of Aluminium Nanoparticles by Electric Arc Technique [Text] / B. Yanik, H. Agustos, Y. Ipek, A. Koyun, D. Uzunsoy // *Arabian Journal for Science and Engineering*. – 2013. – Vol.39, Is. 12. – P. 3587–3592. doi: 10.1007/s13369-013-0621-2
15. Faraji, M. The Effect Of Surfactant on Colloidal Stability, Oxidation and Optical Properties of Aluminium Nanoparticles via DC Arc Discharge in Water [Text] / M. Faraji, R. Poursalehi, A. Fkhazraei // *Procedia Materials Science*. – 2015. – Iss. 11. – P. 684–688. doi: 10.1016/j.mspro.2015.11.029
16. Физика и химия горения нанопорошков металлов в азотсодержащих газовых средах [Текст] / под ред. А.А. Громова. – Томск: Издательство Томского университета, 2007. – 332 с.
17. Kwon, Y.-S. Ultrafine Powder by Wire Explosion Method [Text] / Y.-S. Kwon, J.-H. Jung, N.A. Yavorovsky, A. P. Illyn, J.-S. Kim // *Scripta Materialia*. – 2001. – Vol. 344, Iss. 8. – P. 2247–2251. doi: 10.1016/S1359-6462(01)00757-6
18. Sarathi, R. Generation of Nano Aluminium Powder Through Wire Explosion Process and its Characterisation [Text] / R. Sarathi, T.K Sindhu., S.R. Chakravarthy // *Materials Characterization*. – 2007. – Vol. 58, Is. 2. – P. 148–155. doi: 10.1016/j.matchar.2006.04.014
19. Tepper, F. Nanosize Powders Produced by Electro-explosion of Wire and Their Potential Applications [Text] / F. Tepper // *Powder Metallurgy*. – 2000. – Vol. 43, Is. 4. – P. 320–322.
20. Li, H. Templated Synthesis of Aluminium Nanoparticles-A New Route to Stable Energetic Materials [Text] / H. Li, M.J. Meziani, F. Lu, C.E. Bunker, E.A. Gulians, Ya-P. Sun // *The Journal of Physical Chemistry C*. – 2009. – Vol. 113, Iss. 48. – P. 20539–20542. doi: 10.1021/jp908681p
21. Chung, S.W. Capping and Passivation of Aluminium Nanoparticles Using Alkyl Substituted Epoxides [Text] / S.W. Chung, E.A. Gulians, C.E. Bunker, D.W. Hammerstroem, Y. Deng, M.A. Burgers, P.A. Jelliss, S.W. Buckner // *Langmuir*. – 2009. – Vol.s25, Iss. 16. – P. 8883–8887. doi: 10.1021/la901822h
22. Foley, T.J. Inhibitions of Oxide Formation on Aluminium Nanoparticles by Transition Metal Coating [Text] / T.J. Foley, C.E. Johnson, K.T. Higa // *Chemistry of Materials*. – 2005. – Vol.17, Is. 16. – P. 4086–4091. doi: 10.1021/cm047931k
23. Haber, J.A. Kinetic Instability of Nanocrystalline Aluminium Prepared by Chemical Synthesis; Facile Room-temperature Grain Growth [Text] / J.A. Haber, W.E. Buhro // *American Chemical Society*. – 1998. – Vol. 120, Iss. 42. – P. 10847–10855. doi: doi.org/10.1021/ja981972y
24. Jouet, R.J. Surface Passivation of Bare Aluminium Nanoparticles Using Perfluoroalkyl Carboxylic Acids [Text] / R.J. Jouet R.J., A.D. Warren, D.M. Rosenberg, V.J. Bellitto, K. Park, M.R. Zachariah // *American Chemical Society*. – 2005. – Vol.s17, Iss. 11. – P. 2987–2996. doi: 10.1021/cm048264y

25. Ghanta, S.R. Chemical Synthesis of Aluminium Nanoparticles [Text] / S.R. Ghanta, K. Muralidharan // *Journal of Nanoparticle Research*. – 2013. – Vol. 15, Iss. 6. – P. 1–10. doi: 10.1007/s11051-013-1715-1
26. Gottapu, S. Poly(vinylpyrrolidone) Stabilized Aluminium Nanoparticles Obtained by the Reaction of SiCl₄ with LiAlH₄ [Text] / S. Gottapu, S.K. Padhi, M.G. Krishna M.G., K. Muralidharan // *New Journal of Chemistry*. – 2015. – Vol. 39, Is. 7. – P. 5203–5207. doi: 10.1039/C5NJ00438A
27. Lui, Y. Synthesis of Size Controlled and Discrete Core Shell Aluminium Nanoparticles with a Wet Chemical Process [Text] / Y. Lui, S. Zhao, D. Tao, Z. Liang, D. Huang, Z. Xu // *Materials Letters*. – 2014. – Vol. 121, – P. 54–57. doi: 10.1016/j.matlet.2014.01.122
28. Eom, N. Synthesis and Characterization of Agglomerated Coarse Al Powders Comprising Nanoparticles by Low Energy Ball Milling Process [Text] / N. Eom, M.H. Bhuiyan, T.-S. Kim, S.-J. Hong // *Materials Transactions*. – 2011. – Vol. 52, Iss. 8. – P. 1674–1678. doi: 10.2320/matertrans.M2011059
29. Abdoli H. Thermal Stability of Nanostructured Aluminum Powder Synthesized by High-energy Milling [Text] / H. Abdoli, M. Ghanbari, S. Baghshahi // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528, Iss. 22–23. – P. 54–57. doi: 10.1016/j.matlet.2014.01.122
30. Sundaram, D. S. Combustion of Nano Aluminum Particles (Review) [Text] / D. S. Sundaram, V. Yanga, V. E. Zarkob // *Combustion, Explosion, and Shock Waves*. – 2015. – Vol. 51, Iss. 2. – P. 173–196. doi: 10.1134/S0010508215020045
31. Пивкина, А. Наноалюминиевые порошки, синтезированные в плазме. Структура, термические свойства и поведение при горении [Текст] / А. Пивкина, Д. Иванов, Ю. Фролов, С. Мудрецова, А. Никольская, Дж. Шунман // *Журнал термического анализа и калориметрии*. – 2004. – № 2. – С. 11–16.
32. Gulyaev, I. Arc-plasma wire spraying: an optical study of process phenomenology [Text] / I. Gulyaev, A. Dolmatov, M. Kharlamov, I. Krivtsun, V. Korzhyk // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2015. – Vol. 24. – P. 1566–1573. doi: 10.1007/s11666-015-0356-6
33. Petrov, S. Consideration of the possibility of large-scale plasma-chemical production of nanosilicon for lithium-ion batteries [Text] / S. Petrov, S. Bondarenko, S. Koichi // *Technology audit and production reserves*. – 2022. – № 3/3(65). – P. 6–14. doi: 10.15587/2706-5448.2022.259066
34. CASPSP [Електронний ресурс] / Режим доступу: <http://www.plasma.kiev.ua/results/caspsp3.html>
35. Петров, С.В. Инновационные плазменно-струйные технологии [Текст] / С. В. Петров. – LAMBERT Academic Publishing. 2021. – 104 с.
36. Shigeta, M. Numerical study of axial magnetic effects on a turbulent thermal plasma jet for nanopowder production using 3D time-dependent simulation [Text] / M. Shigeta // *Journal of Flow Control, Measurement & Visualization*. – 2018. – Vol. 6, Iss. 2. – P. 107–123. doi: 10.4236/jfcmv.2018.62010
37. Петров, С.В. Плазменное газоздушное напыление [Текст] / С. В. Петров, И. Н. Карп. – К. : Наука, 1993. – 495 с.
38. Kharlamov, M. Simulation of motion, heating and breakup of molten metal droplets in the plasma jet at plasma-arc spraying / M. Kharlamov, I. Krivtsun, V. Korzhyk, O. Demyanov // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2015. – Vol. 24. – P. 659–670. doi: 10.1007/s11666-015-0216-4
39. Kharlamov, M. Dynamic model of the wire dispersion process in plasma-arc spraying / M. Kharlamov, I. Krivtsun, V. Korzhyk // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2014. – Vol. 23. – P. 420–430. doi: 10.1007/s11666-013-0027-4
40. Akkus, Y. The effect of stefan flow on the models of droplet evaporation [Text] / Y. Akkus // *Journal of Thermal Science and Technology*. – 2020. – Vol. 40, Iss. 2. – P. 309–318. doi: doi.org/10.47480/isibted.817053
41. Vardelle, M. Coating generation: Vaporization of particles in plasma spraying and splat formation [Text] / M. Vardelle, A. Vardelle, K.-I. Li, P. Fauchais // *Pure and Applied Chemistry*. – 1996. – Vol. 68, Iss. 5. – P. 1093–1099.
42. Wan, Y.P. Modeling and experimental observation of evaporation from oxidizing molybdenum particles entrained in a thermal plasma jet [Text] / Y.P. Wan, J.R. Fincke, S. Sampath, V. Prasad, H. Herman // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2002. – Vol. 45, Iss. 5. – P. 1007–1015. doi: doi.org/10.1016/S0017-9310(01)00214-9
43. Onda, K. Numerical study on the evaporation process of feedstock powder under transient states in pulse-modulated thermal plasmas for nanoparticle synthesis [Text] / K. Onda, Y. Tanaka, K. Akashi, R. Furukawa, Y. Nakano, T. Ishijima, Y. Uesugi, S. Sueyasu, S. Watanabe, K. Nakamura // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2020. – Vol. 53, Iss. 32. – P. 325201. doi: doi.org/10.1088/1361-6463/ab8419
44. Kravchenko, O.Yu. Dynamics of dust particles in a plasma jet [Text] / O.Yu. Kravchenko, I.S. Maruschak // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2017. – № 1. – С. 159–162.
45. Leblanc, D. Silicon nanopowder synthesis by inductively-coupled plasma as anode for high-energy Li-ion batteries [Text] / D. Leblanc, R. Dolbec, A. Guerfi, J. Guo, P. Hovington, M. Boulos, K. Zaghbi // In book: *Silicon Nanomaterials Sourcebook*. – 2017. – P. 463–484. doi: 10.1201/9781315153551-24
46. M. Vardelle, M. Experimental and numerical investigation of powder vaporization under thermal plasma conditions [Текст] / M. Vardelle, A. Vardelle, P. Fauchais, C. Trassy P. Proulx // *Journal de Physique Colloques*. – 1990. – Iss. 2. P. C5–171–C5-180. doi: 10.1051/jphyscol:1990521
47. Pant, A. Preparation of Nano Aluminium Powder (NAP) using a Thermal Plasma: Process Development and Characterization [Text] / A. Pant, T. Seth, V. Raut, V. Prakash, S. Pralhad, A. K. Nandi,

H. Prasanth, R. K. Pandey // Central European Journal of Energetic Materials. – 2016. – Vol. 13, Iss. 1. – P. 53–71. doi: 10.22211/cejem/64964

48. Jeol. Products. [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://www.jeol.com/products/>

49. Tekna plasmasonic product line. [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://www.tekna.com/plasmasonic>

Одержано 05.03.2024

TO HIGHLY PRODUCTIVE SYNTHESIS OF ALUMINUM NANOPARTICLES IN PLASMA FLOW AT ATMOSPHERIC PRESSURE

- Petrov S. Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher, Leading Researcher of Gas Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine, *e-mail*: vizana.sp@gmail.com, ORCID: 0000-0003-0373-8003
- Korzhyk V. Doctor of Technical Sciences, Professor, Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Ukraine, Head of Department of Electrothermal Material Processing of The Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine, *e-mail*: vnkorzhyk@gmail.com, ORCID: 0000-0001-9106-8593
- Bondarenko S. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Department of Technology of Inorganic Substances, Water Treatment and General Chemical Technology of National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine, *e-mail*: s_g_bondarenko@ukr.net, ORCID: 0000-0001-9590-4747
- Strohonov D. PhD (Materials Science), Researcher, Department of Electrothermal Material Processing of the Paton Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, *e-mail*: strogonovd94@gmail.com, ORCID: 0000-0003-4194-764X

Purpose. To study the highly productive evaporation of aluminum micron powder in an atmospheric pressure plasma jet for the synthesis of nanoaluminum. Using special plasma technology, nanoparticles can be produced by rapid melting and evaporation of the initial micrometer particles and their subsequent re-nucleation.

Research methods. Methods of mathematical and computer modeling of subsonic plasma turbulent jets at atmospheric pressure and experimental studies of two-phase processes during thermal plasma treatment using an arc plasma torch.

Results. Based on computer modeling, a special reactor system was designed and developed, which includes a plasma-jet reactor with an electric arc plasma torch for the synthesis of aluminum nanoparticles. Numerical modeling makes it possible to determine the position of the melting point, evaporation and crushing of a molten particle, the evolution of the fractional composition of the dispersed phase, and find the speed and temperature of the particle in the area from its melting point to the crushing point. An experimental test of the operation of the reactor system was carried out using arc plasma torches with a power of 30 and 150 kW. It has been shown that intensifying the fragmentation of dispersed raw materials in a plasma jet can be useful in technologies for producing nanomaterials. The consequence of the fragmentation process is the redistribution of the fractional composition of the powder along the plasma jet and the accompanying changes in the dynamics of movement, heating and evaporation of particles. It has been determined that when the temperature of the largest aluminum particles reaches 2500 C, the total amount of evaporated mass is theoretically equal to 100%. The main parameters influencing the behavior of particles in a plasma jet are particle diameter, powder injection rate, flow rate, temperature and composition of the plasma gas. Taking these parameters into account will allow the process to operate at increased productivity.

Scientific novelty. A mathematical description of the process of fragmentation a polydisperse powder, based on a continuum approach, has been obtained, which makes it possible to determine the position of the crushing point of a molten particle, the fractional composition of the dispersed phase, and find the speed and temperature of the particle in the area from its melting point to the point of crushing and evaporation. It was shown for the first time that it is possible to carry out a process in which complete evaporation of a molten drop is achieved due to the high enthalpy of the plasma before the end of mixing with steam.

Practical value. A special reactor system has been designed and developed, which includes a plasma-jet reactor with an electric arc plasmatron for the synthesis of aluminum nanoparticles. The operating parameters of the reactor system have been determined, which will allow the synthesis of aluminum nanoparticles to be carried out with high productivity.

Key words: nanopowders, aluminum nanoparticles, plasma, plasma reactor, plasma jet, mathematical modeling.

References

1. Ghorbani, H.R. (2014). A Review of Methods for Synthesis of Al Nanoparticles. *Oriental Journal of Chemistry*, 30, 4, 1941-1949. doi: doi.org/10.13005/ojc/300456
2. Kolahalam, L. A., Kasi Viswanath, I. V., Diwakar, B. S., Govindh, B., Reddy, V., & Murthy, Y. L. N. (2019). Review on nanomaterials: Synthesis and applications. *Materials Today: Proceedings*, 18, 6, 2182–2190. doi:10.1016/j.matpr.2019.07.371
3. Salem, S. S., Hammad, E. N., Mohamed, A. A., El-Dougoudg W. (2023). Comprehensive Review of Nanomaterials: Types, Synthesis, Characterization, and Applications. *Biointerface Research in Applied Chemistry*, 13, 1, 41. doi: doi.org/10.33263/BRIAC131.041
4. Puszynski, J.A. (2002). Characterization and Reactivity of Nanoenergetic Materials. *Proceedings of the 29th International Pyrotechnic Conference*, Westminster, CO, USA, 191–202.
5. Groza, J. R. (1999). Sintering of Nanocrystalline Powders. *Int. J. Powder Metallurgy*, 35(7), 59–66.
6. Hull, M. (2002). Tetronics: Plasma Processing Holds Key to Consistent Nanopowders. *Powder Metall*, 45(1), 8–9. doi: 10.1179/pom.2002.45.1.8
7. Paskalov, G., Plasma Processing of Aluminium Nano-fuel. Retrieved from: <https://www.ispc-conference.org/ispcproc/ispc20/3.pdf>
8. Settumba, N., Garrick, S.C. (2007). Modeling and Simulation of Nano-aluminium Synthesis in a Plasma Reactor. in: *Advancement in Energetic Materials and Chemical Propulsion*. *International Journal of Energetic Materials and Chemical Propulsion*, 6, 5, 651–663. doi: 10.1615/IntJEnergeticMaterialsChemProp.v6.i5.70
9. Jiayin, G., Xiaobao F., Dolbec R., Siwen X, Jurawicz J., Boulos M. (2010). Development of Nanopowder Synthesis Using Induction Plasma. *Plasma Science and Technology*, 12, 2, 188–199. doi: 10.1088/1009-0630/12/2/12
10. Kearns, M. (2004). Development and Applications of Ultrafine Aluminium Powders. *Materials Science and Engineering A*, 375, 1, 120–126. doi: 10.1016/j.msea.2003.10.160
11. Seo, J.-Ho, Hong, B.-G. (2012). Thermal Plasma Synthesis of Nano-Sized Powders. *Nuclear Engineering and Technology*, 44, 1, 9–20. doi: 10.5516/NET.77.2012.002
12. Yamamoto N., Nishiyama T., Nagayama K., Process Controlled Synthesis of Aluminum Nanoparticles as a Next Generation Propellant; <http://www.aero.kyushu-u.ac.jp/aml/laser/Al%20nano.pdf>.
13. Schroder, K.A., Jackson, D.K. (2005) Radial Pulse Arc Discharge Gun for Synthesizing Nanopowders, Patent US 2005/0000950 A1.
14. Yanik, B. Agustos, H., Ipek, Y., Koyun, A., Uzunsoy, D. (2013). Synthesis and Characterization of Aluminium Nanoparticles by Electric Arc Technique. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 39, 12, 3587–3592. doi: 10.1007/s13369-013-0621-2
15. Faraji, M., Poursalehi, R., Fkhazraei, A. (2015). The Effect Of Surfactant on Colloidal Stability, Oxidation and Optical Properties of Aluminium Nanoparticles via DC Arc Discharge in Water. *Procedia Materials Science*. 11, 684–688. doi: 10.1016/j.mspro.2015.11.029
16. Gromov, A.A ed. (2007). *Fizika i khimiya goreniya nanoporoshkov metallov v azotsoderzhashchikh gazovikh sredakh* [Physics and chemistry of combustion of metal nanopowders in nitrogen-containing gaseous media]. Tomsk: Izdatelstvo Tomskogo universiteta, 332. [in Russian].
17. Kwon, Y.-S., Jung, J.-H., Yavorovsky, N.A., Illyn, A.P., Kim, J.-S. (2001). Ultrafine Powder by Wire Explosion Method. *Scripta Materialia*, 44, 8, 2247–2251. doi: 10.1016/S1359-6462(01)00757-6
18. Sarathi, R., Sindhu, T.K., Chakravarthy, S.R. (2007). Generation of Nano Aluminium Powder Through Wire Explosion Process and its Characterisation. *Materials Characterization*, 58, 2, 148–155. doi: 10.1016/j.matchar.2006.04.014
19. Tepper, F. (2000). Nanosize Powders Produced by Electro-explosion of Wire and Their Potential Applications. *Powder Metallurgy*, 43, 4, 320–322.
20. Li, H., Meziani, M.J., Lu, F., Bunker, C.E., Guliants, E.A., Sun, Ya-P.(2009). Templated Synthesis of Aluminium Nanoparticles-A New Route to Stable Energetic Materials, *The Journal of Physical Chemistry C*, 113, 48, 20539–20542. doi: 10.1021/jp908681p
21. Chung, S.W., Guliants, E.A., Bunker, C.E., Hammerstroem, D.W., Deng, Y., Burgers, M.A., Jelliss, P.A., Buckner, S.W. (2009). Capping and Passivation of Aluminium Nanoparticles Using Alkyl Substituted Epoxides. *Langmuir*, 25, 16, 8883–8887. doi: 10.1021/la901822h
22. Foley, T.J., Johnson, C.E., Higa, K.T. (2005). Inhibitions of Oxide Formation on Aluminium Nanoparticles by Transition Metal Coating. *Chemistry of Materials*, 17, 16, 4086–4091. doi: 10.1021/cm047931k
23. Haber, J.A., Buhro, W.E. (1998) Kinetic Instability of Nanocrystalline Aluminium Prepared by Chemical Synthesis; Facile Room-temperature Grain Growth. *American Chemical Society*, 120, 42, 10847–10855. doi.org/10.1021/ja981972y
24. Jouet, R.J., Warren, A.D., Rosenberg, D.M., Bellitto, V.J., Park, K., Zachariah, M.R. (2005) Surface Passivation of Bare Aluminium Nanoparticles Using Perfluoroalkyl Carboxylic Acids. *American Chemical Society*, 17, 11, 2987–2996. doi: 10.1021/cm048264y
25. Ghanta, S.R., Muralidharan, K. (2013) Chemical Synthesis of Aluminium Nanoparticles. *Journal of Nanoparticle Research*, 15, 6, 1–10. doi: 10.1007/s11051-013-1715-1
26. Gottapu, S., Padhi, S.K., Krishna, M.G., Muralidharan K. (2015). Poly(vinylpyrrolidone) Stabilized Aluminium Nanoparticles Obtained by the Reaction of SiCl₄ with LiAlH₄. *New Journal of Chemistry*, 39, 7, 5203–5207. doi: 10.1039/C5NJ00438A

27. Lui, Y., Zhao, S., Tao, D., Liang, Z., Huang, D., Xu, Z. (2014). Synthesis of Size Controlled and Discrete Core Shell Aluminium Nanoparticles with a Wet Chemical Process. *Materials Letters*, 121, 54–57. doi: 10.1016/j.matlet.2014.01.122
28. Eom, N., Bhuiyan, M.H., Kim, T.-S., Hong, S.-J. (2011). Synthesis and Characterization of Agglomerated Coarse Al Powders Comprising Nanoparticles by Low Energy Ball Milling Process. *Materials Transactions*, 52, 8, 1674–1678. doi: 10.2320/matertrans.M2011059
29. Abdoli, H., Ghanbari, M., Baghshahi, S. (2011). Thermal Stability of Nanostructured Aluminum Powder Synthesized by High-energy Milling. *Materials Science and Engineering: A*, 528, 22–23, 6702–6707. doi: 10.1016/j.matlet.2014.01.122
30. Sundaram, D. S., Yanga, V., Zarkob, V. E. (2015). Combustion of Nano Aluminum Particles (Review). *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 51, 2, 173–196. doi: 10.1134/S0010508215020045
31. Pivkina, A., Ivanov, D., Frolov, Yu., Mudretsova, S., Nikolskaya, A., Shunman, Dzh. (2006). Nanoaluminium-vie poroshki, sintezirovannie v plazme. *Struktura, termicheskie svoistva i povedenie pri gorenii* [Nanoaluminum powders synthesized in plasma. Structure, thermal properties and combustion behavior]. *Zhurnal termicheskogo analiza i kalorimetrii*, 86, 3, 733–738.
32. Gulyaev, I., Dolmatov, A., Kharlamov, M., Krivtsun, I., Korzhyk V. (2015). Arc-plasma wire spraying: an optical study of process phenomenology. *Journal of Thermal Spray Technology*, 24, 1566–1573. doi: 10.1007/s11666-015-0356-6
33. Petrov, S., Bondarenko, S., Koichi, S. (2022). Consideration of the possibility of large-scale plasma-chemical production of nanosilicon for lithium-ion batteries. *Technology audit and production reserves*, 3/3(65), 6–14. doi: 10.15587/2706-5448.2022.259066
34. CASPSP. Available at : <http://www.plasma.kiev.ua/results/caspsp3.html>
35. Petrov S.V. *Innovatsionnie plazmenno-struiniye tekhnologii* [Innovative plasma jet technologies]. LAMBERT Academic Publishing. 2021. – 104.
36. Shigeta, M. (2018) Numerical Study of Axial Magnetic Effects on a Turbulent Thermal Plasma Jet for Nanopowder Production Using 3D Time-Dependent Simulation. *Journal of Flow Control, Measurement & Visualization*, 6, 2 107–123. doi: 10.4236/jfcmv.2018.62010.
37. Petrov, S.V., Karp, I.N. (1993). *Plazmennoe gazovozdushnoe napilenie* [Plasma gas-air spraying]. Kiev: Naukova dumka, 495.
38. Kharlamov M., Krivtsun, I., Korzhyk, V., Demyanov O. (2015). Simulation of motion, heating and breakup of molten metal droplets in the plasma jet at plasma-arc spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 24, P. 659–670. doi: 10.1007/s11666-015-0216-4
39. Kharlamov, M., Krivtsun, I., Korzhyk, V. (2014). Dynamic model of the wire dispersion process in plasma-arc spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 23, 420430. doi: 10.1007/s11666-013-0027-4
40. Akkus. Y. (2020). The effect of stefan flow on the models of droplet evaporation. *Journal of Thermal Science and Technology*, 40, 2, 309–318. doi: doi.org/10.47480/isibted.817053
41. Vardelle, M., Vardelle, A., Li, K.-I., Fauchais, P. (1996). Coating generation: Vaporization of particles in plasma spraying and splat formation. *Pure and Applied Chemistry*, 68, 5, 1093–1099.
42. Wan, Y.P., Fincke, J.R., Sampath, S., Prasad, V., Herman, H. (2002). Modeling and experimental observation of evaporation from oxidizing molybdenum particles entrained in a thermal plasma jet. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 45, 5, 1007–1015. doi: doi.org/10.1016/S0017-9310(01)00214-9
43. Onda, K., Tanaka, Y., Akashi, K., Furukawa, R., Nakano, Y., Ishijima, T., Uesugi, Y., Sueyasu, S., Watanabe, S., Nakamura, K. (2020). Numerical study on the evaporation process of feedstock powder under transient states in pulse-modulated induction thermal plasmas for nanoparticle synthesis. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 53, 32, 325201. doi: doi.org/10.1088/1361-6463/ab8419
44. Kravchenko, O.Yu., Maruschak I.S. (2017). Dynamics of dust particles in a plasma jet. *Voprosi atomnoi nauki i tekhniki*, 1, 159–162.
45. Leblanc, D., Dolbec, R., Guerfi, A., Guo, J., Hovington, P., Boulos, M., Zaghbi, K. (2017). Silicon nanopowder synthesis by inductively-coupled plasma as anode for high-energy Li-ion batteries. In book: *Silicon Nanomaterials Sourcebook*, 463–484. doi: 10.1201/9781315153551-24
46. Vardelle, M., Vardelle, A., Fauchais, P., Trassy, C., Proulx, P. (1990). Experimental and numerical investigation of powder vaporization under thermal plasma conditions. *Journal de Physique Colloques*, 2, C5-171–C5-180. doi: 10.1051/jphyscol:1990521
47. Pant, A., Seth, T., Raut, V., Prakash, V., Pralhad, S., Nandi, A. K., Prasanth, H., Pandey R. K. (2016). Preparation of Nano Aluminium Powder (NAP) using a Thermal Plasma: Process Development and Characterization. *Central European Journal of Energetic Materials*, 13, 1, 53–71. doi: 10.22211/cejem/64964
48. Jeol. Products. Retrieved from: <https://www.jeol.com/products/>
49. Tekna plasmasonic product line. Retrieved from: <https://www.tekna.com/plasmasonic>

УДК 539.3

- Пожуєв А. В. канд. ф.-м. наук, професор, професор кафедри фундаментальної та прикладної математики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: scorpio6828@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4083-5139
- Пожуєв В. І. д-р ф.-м. наук, професор, професор кафедри теоретичної та прикладної механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: pozhuevvi@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9163-7888
- Міхайлуца О. М. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри електроніки, інформаційних систем та програмного забезпечення Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: elenamikhaylutsa7@gmail.com, ORCID: 0000-0003-2935-7997

ДІЯ ЖОРСТКОГО ТІЛА НА ВНУТРІШНЮ ПОВЕРХНЮ ТОВСТОСТІННОГО БІМЕТАЛІЧНОГО ЦИЛІНДРА

Мета роботи. Отримання точного розв'язання задачі про напружено-деформований стан довгого товстостінного біметалічного циліндра в рамках класичної теорії пружних матеріалів, а потім, використовуючи отримані при такій постановці результати, запропонувати більш прості інженерні підходи і дослідити можливість використання асимптотичних формул для експрес-аналізів на стадії проектування таких елементів конструкцій.

Методи дослідження. Для основного тіла циліндра використовуються класичні рівняння теорії пружності у переміщеннях. Для зовнішнього покриття (напилення) записуються рівняння теорії оболонок, які ґрунтуються на гіпотезах Кірхгофа-Лява. Застосовується комплексне інтегральне перетворення Фур'є та метод Файлона для наближеного знаходження оригіналів напружень і переміщень. Також використовуються асимптотичні подання циліндричних функцій Бесселя для великих значень аргументу та подання невластних інтегралів у вигляді комбінацій елементарних та спеціальних табульованих функцій.

Отримані результати. Побудована математична модель для аналізу напружено-деформованого стану біметалічного циліндру з тонким зовнішнім шаром з іншого матеріалу ніж матеріал внутрішнього шару. Записані різні граничні умови на внутрішній поверхні циліндра, які описують передачу від жорсткого тіла або заданих зусиль, або заданих переміщень. Для усіх розглянутих варіантів за допомогою методу інтегральних перетворень результати отримано у вигляді невластних інтегралів, для обчислення яких застосовано спеціальний метод, орієнтований на обчислення інтегралів із сильно осцилюючими функціями. Наведені приклади конкретних графіків зміни компонент напружено-деформованого стану в матеріалі циліндра. В залежності від умов на внутрішній поверхні циліндра, запропоновані більш прості моделі для опису основного тіла, які ґрунтуються в залежності від характеру опису взаємодії жорсткого тіла і циліндра на одному рівнянні теорії пружності. При такому підході невластні інтеграли обернення в деяких важливих випадках вдалося за допомогою асимптотичного підходу отримати в замкненому вигляді, як комбінацію елементарних і спеціальних табульованих функцій. Порівняння з точним підходом дозволило довести можливість використання наближених моделей.

Наукова новизна. Побудована модель поведінки біметалічного циліндра як тіла, основний шар якого описується рівняннями теорії пружності, а для зовнішнього покриття використовується теорія оболонок. Розглянуті різні способи опису передачі на внутрішню поверхню циліндра зусиль і переміщень від жорсткого тіла. Показано можливість використання асимптотичного підходу для отримання порівняно простих формул для проведення попередніх розрахунків на стадії проектування таких елементів конструкцій.

Практична цінність. Отримані в роботі формули, графіки і алгоритми розрахунку можуть використовуватися в практиці роботи проектних організацій, які займаються бурильними установками, магістральними трубопроводами, артилерійськими стволами. Особливо важливо, що дані результати роботи можуть бути використані для так званих експрес-аналізів і попередньої оцінки.

Ключові слова: теорія пружності, інтегральні перетворення, напруження, переміщення, граничні умови, асимптотичне подання.

Вступ

Розглядається статична задача про напружено-деформований стан нескінченно довгого циліндра, всередині якого знаходиться абсолютно тверде тіло,

зовнішній діаметр якого співпадає з внутрішнім діаметром циліндра. Від вісесиметричного жорсткого тіла на циліндр передається або продовжна поперечна взаємодія (задача А), або обертальні зусилля чи переміщення (задача В). Зазначимо, що задачі такого виду

виникають при проектуванні і розрахунку артилерійських стволів, балістичних установок, обсадних труб в бурильних установках, магістральних трубопроводів при русі очисних тіл і таке подібне. Раніше в роботах [5, 6, 8] розглянуті стаціонарні динамічні задачі про рух зі сталою швидкістю вздовж циліндра диску, що обертається, а в роботах [3, 7] задачі про рух тангенціального навантаження в циліндричній порожнині в необмеженому пружному середовищі. Робота [2] присвячена стаціонарній динамічній задачі про напружено-деформований стан, який викликається в циліндрі рухом абсолютно твердого тіла.

Мета роботи

Метою дослідження є побудова математичної моделі для аналізу напружено деформованого стану товстостінного циліндра, підкріпленого на зовнішній поверхні шаром міцнішого матеріалу, коли на внутрішню поверхню передаються зусилля або переміщення від жорсткого тіла. Для побудови моделі будуть використовуватися чіткі рівняння теорії пружності для основного тіла циліндра та рівняння теорії оболонок для опису поведінки покриття. Необхідно розглянути різні варіанти граничних умов на внутрішній поверхні, а також розробити алгоритм розв'язання задачі, що ґрунтується на використанні інтегрального перетворення Фур'є та спеціального прийому для обчислення інтегралів обігу. Крім того, до мети дослідження можна віднести побудову спрощених моделей поведінки циліндра та використання простих інженерних формул для експрес-аналізів ще на етапі проектування. При цьому точні результати можуть бути використані як еталон для оцінки меж застосування результатів асимптотичного підходу.

Матеріал і методика досліджень

Розглядається нескінченно довгий циліндр з внутрішнім радіусом a , зовнішня поверхня якого радіуса b покрита тонким шаром іншого матеріалу. Всередині циліндра знаходиться вісесиметричне абсолютно жорстке тіло, від якого на внутрішню поверхню циліндра передаються задані зусилля або задані переміщення. Розглянуті різні граничні умови на внутрішній поверхні, а також різні моделі для опису напружено-деформованого стану матеріалу циліндра.

Розглянемо спочатку так звану продовжно-поперечну взаємодію тіла циліндру, коли від жорсткого тіла на циліндр передаються зусилля або переміщення в радіальному і вісєвому напрямках.

Рівновагу основного тіла циліндра описуємо класичними рівняннями теорії пружності у переміщеннях [1, 4], які для вісесиметричної задачі записуються так

$$\begin{aligned} (\lambda_1 + 2\mu_1) \frac{\partial \theta}{\partial r} + 2\mu_1 \frac{\partial \omega_\phi}{\partial x} &= 0, \\ (\lambda_1 + 2\mu_1) \frac{\partial \theta}{\partial x} - 2\mu_1 \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r\omega_\phi) &= 0, \\ \theta &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (rU_{r1}) + \frac{\partial U_{x1}}{\partial x}, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \omega_\phi &= \frac{\partial U_{r1}}{\partial x} - \frac{\partial U_{x1}}{\partial r}, \\ \lambda_1 &= \frac{E_1 \nu_1}{(1 + \nu_1)(1 - 2\nu_1)}, \quad \mu_1 = \frac{E_1}{2(1 + \nu_1)}. \end{aligned} \quad (1)$$

Тут U_{r1} і U_{x1} – переміщення точок циліндра у напрямках радіуса і осі, E_1 , ν_1 – модуль пружності і коефіцієнт Пуассона матеріалу циліндра.

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 U_2}{\partial x^2} + \frac{\nu_2}{b} \frac{\partial W_2}{\partial x} &= \frac{1 - \nu_2}{2\mu_2} q_x, \\ \frac{\nu_2}{b} \frac{\partial U_2}{\partial x} + \frac{h^2}{12} \frac{\partial^4 W_2}{\partial x^4} + \frac{W_2}{b^2} &= \frac{1 - \nu_2}{2\mu_2 h} (q_r - p), \end{aligned} \quad (2)$$

де U_2, W_2 – переміщення у напрямках осей x і r циліндричної системи координат, q_x, q_r – осьове і радіальне зусилля, які передаються на покриття з боку основного тіла циліндра, h – товщина покриття, ν_2, μ_2 – механічні характеристики матеріалу покриття.

Значимо, що контакт між шарами циліндра двосторонній (відставання виключається) і відбувається по серединній поверхні оболонки, радіус якої, враховуючи малість товщини покриття h співпадає з зовнішнім радіусом основного тіла циліндра.

Граничні умови контакту між шарами записуються у такій формі при $r = b$

$$\begin{aligned} U_2 &= U_{x1}, \quad W_2 = U_{r2}, \\ \sigma_{rr} &= -q_r, \quad \sigma_{xx} = -q_x. \end{aligned} \quad (3)$$

Розглянуті різні варіанти граничних умов на внутрішній поверхні циліндра, зокрема, якщо від жорсткого тіла передаються одночасно радіальні і вісєві зусилля, то будемо мати при $r = a$

$$\sigma_{rr} = -p(x), \quad \sigma_{xx} = -q(x). \quad (4)$$

Якщо передається лише одне із цих зусиль, тоді при $r = a$

$$\sigma_{rr} = -p(x), \quad \sigma_{xx} = 0. \quad (5)$$

при $r = a$

$$\sigma_{rr} = 0, \quad \sigma_{xx} = -q(x). \quad (6)$$

Коли на внутрішню поверхню від жорсткого тіла передаються переміщення і не передаються зусилля, тоді при $r = a$

$$U_{rr} = f_1(x), \quad U_{xx} = f_2(x). \quad (7)$$

Аналогічно (5) і (6) можна записати частинні випадки таких умов.

Зазначимо, що якщо враховувати лише радіальні зусилля або переміщення, то достатньо точно поведінку основного шару циліндра можна описувати наближеною моделлю, у якій враховується лише радіальні переміщення. Тоді маємо таке рівняння рівноваги

$$\frac{\partial^2 U_{r1}}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U_{r1}}{\partial r} - \frac{U_{r1}}{r^2} + \frac{\mu_1}{\lambda_1 + \mu_1} \frac{\partial^2 U_{r1}}{\partial x^2} = 0. \quad (8)$$

Рівняння (8) стане ще більш простішим, якщо моделювати тіло системою, що складена з дисків, не пов'язаних один з одним за координатою x . Для такої моделі замість рівняння (8) будемо мати таке рівняння

$$\frac{\partial^2 U_{r1}}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U_{r1}}{\partial r} - \frac{U_{r1}}{r^2} = 0. \quad (9)$$

Зв'язок між напругами і переміщеннями у всіх випадках у циліндричній системі координат запишемо в такому вигляді

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= (\lambda_1 + 2\mu_1) \frac{\partial U_{x1}}{\partial x} + \lambda_1 \left(\frac{\partial U_{r1}}{\partial r} + \frac{U_{r1}}{r} \right), \\ \sigma_{rx} &= \mu_1 \left(\frac{\partial U_{x1}}{\partial r} + \frac{\partial U_{r1}}{\partial x} \right), \\ \sigma_{rr} &= (\lambda_1 + 2\mu_1) \frac{\partial U_{r1}}{\partial r} + \lambda_1 \left(\frac{\partial U_{x1}}{\partial x} + \frac{U_{r1}}{r} \right). \end{aligned} \quad (10)$$

Для подальшого дослідження у всіх рівняннях перейдемо до безрозмірних змінних, коли усі лінійні величини r , x , U_r , U_2 , U_{x1} , U_1 віднесені до b , при цьому через $\chi^2 = h/b$ позначена відносна товщина зовнішнього покриття.

Для розв'язання задачі застосовується комплексне інтегральне перетворення Фур'є для усіх заданих і шуканих величин у такій формі

$$\begin{aligned} \varphi^0(\xi) &= \int_{-\infty}^{+\infty} \varphi(x) e^{-i\xi x} dx, \\ \varphi(\xi) &= \frac{1}{2\pi} \int_{-\infty}^{+\infty} \varphi^0(\xi) e^{i\xi x} d\xi. \end{aligned} \quad (11)$$

Тоді у просторі зображень рівняння (1) запишуться в такому вигляді

$$\begin{aligned} (\lambda_1 + 2\mu_1) \frac{d\theta^0}{dr} + 2\mu_1 i \xi W_\varphi^0 &= 0, \\ i \xi (\lambda_1 + 2\mu_1) \theta^0 - \frac{2\mu_1}{r} \frac{d}{dr} (r W_\varphi^0) &= 0. \end{aligned} \quad (12)$$

Закон Гука, переписаний з використанням співвідношень Коші у просторі зображень записується так

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_{rr}^0}{\mu_1} &= \frac{2\nu_1}{1-2\nu_1} \left(i \xi U_x^0 + \frac{U_r^0}{r} \right) + \frac{2(1-\nu_1)}{1-2\nu_1} \frac{dU_r^0}{dr}, \\ \frac{\sigma_{xx}^0}{\mu_1} &= \frac{2\nu_1}{1-2\nu_1} \left(\frac{dU_{r1}^0}{dr} + \frac{U_r^0}{r} \right) + \frac{2(1-\nu_1)}{1-2\nu_1} i \xi U_x^0, \\ \frac{\sigma_{rx}^0}{\mu_1} &= \frac{dU_{x1}^0}{dr} + i \xi U_{r1}^0. \end{aligned} \quad (13)$$

Після застосування перетворення Фур'є рівняння (2) приймають наступний вигляд

$$\begin{aligned} -\xi^2 U_2^0 + \frac{\nu_2}{\chi} i \xi W_2^0 &= \frac{1-\nu_2}{2\mu_2} q_x^0, \\ \frac{\nu_2}{\chi} i \xi U_2^0 + \frac{\chi^2}{12} \xi^4 W_2^0 + \frac{1}{\chi^2} W_2^0 &= \frac{1-\nu_2}{2\mu_2 \chi} q_r^0. \end{aligned} \quad (14)$$

Загальний розв'язок системи звичайних диференціальних рівнянь (12) записується в такому вигляді

$$\begin{aligned} \chi U_r^0 &= [\xi r I_0(\xi r) - 4(1-\nu_1) I_1(\xi r)] C_1 + I_1(\xi r) C_2 + \\ &+ [\xi r K_0(\xi r) - 4(1-\nu_1) K_1(\xi r)] C_3 - K_1(\xi r) C_4. \end{aligned} \quad (15)$$

Тут $I_n(x)$, $K_n(x)$ – функції Бесселя від умовного аргументу першого та другого роду, а функції $C_k(\xi)$, ($k=1,4$) визначаються з граничних умов.

Підставляючи (15) в (13), отримаємо вирази для трансформант напруг. Після цього задовольняємо у просторі зображень перетвореним умовам (13) при $r=1$ і знаходимо вирази для C_1-C_4 через трансформанти переміщень зовнішнього шару циліндру. Тоді можна знайти залежності між зусиллями на границі шарів циліндра і переміщеннями у зовнішньому шарі, зокрема, будемо мати таке

$$q_r^0 = -\mu_1 f(\xi) W_2^0, \quad (16)$$

$$f(\xi) = \sum_{j=1}^4 \frac{\Delta_j}{\det \|a_{ik}\|}. \quad (17)$$

де Δ_j – алгебраїчні доповнення до елементів першого рядка визначника $\det \|a_{ij}\|$, а елементи визначника знаходяться за формулами

$$\begin{aligned} a_{11} &= \xi J_0(\xi) - 4(1-\nu_1) I_1(\xi); & a_{12} &= I_1(\xi); \\ a_{13} &= \xi K_0(\xi) - 4(1-\nu_1) K_1(\xi); & a_{14} &= -K_1(\xi); \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 a_{21} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi^2 I_0(\xi) - 2(1-\nu_1) \xi I_1(\xi) \right]; \\
 a_{22} &= \frac{\xi}{1+\nu_1} I_1(\xi); \\
 a_{23} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi^2 K_0(\xi) - 2(1-\nu_1) \xi K_1(\xi) \right]; \\
 a_{24} &= -\frac{\xi}{1+\nu_1} K_1(\xi); \\
 a_{31} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[(\xi^2 + 4 - 4\nu_1) I_0(\xi) - \xi(3 - 2\nu_1) I_1(\xi) \right]; \\
 a_{32} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi I_0(\xi) - I_1(\xi) \right]; \\
 a_{33} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi \frac{1}{1-2\nu_1} K_0(\xi) - 4(1+\nu_1) K_1(\xi) \right]; \\
 a_{34} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi K_0(\xi) + K_1(\xi) \right]; \\
 a_{41} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi^2 I_0(\xi) - 2(1-\nu_1) \xi I_1(\xi) \right]; \\
 a_{42} &= \frac{\xi}{1+\nu_1} I_1(\xi); \\
 a_{43} &= \frac{1}{1+\nu_1} \left[\xi^2 K_0(\xi) - 2(1-\nu_1) \xi K_1(\xi) \right]; \\
 a_{44} &= -\frac{\xi}{1+\nu_1} K_1(\xi).
 \end{aligned}$$

Після підстановки залежності (16) і аналогічної залежності для q_x^0 у рівняння (14) і задоволення після розв'язання рівнянь (14) перетвореним граничним умовам (4)–(7) на внутрішній поверхні циліндра, отримуємо розв'язання задачі у просторі зображень. При цьому остаточні формули для трансформант переміщень і напруг залежать від виду функцій $p(x)$, $q(x)$, $f_1(x)$, $f_2(x)$ у формулах (4)–(7).

Для прикладу, якщо вважати, що від жорсткого тіла на внутрішню поверхню передаються радіальні і осьові переміщення, а на зовнішню поверхню передаються радіальні зусилля, рівномірно розподілені по ділянках скінченної довжини $2l$, а жорстке тіло вважати достатньо вузьким, тоді доцільно в (5) і (7) покласти наступне

$$\begin{aligned}
 p(x) &= p_0 h(x, 2l_*), \\
 h(x, 2l_*) &= \begin{cases} 1, & |x| \leq l_* \\ 0, & |x| > l_* \end{cases} \quad l_* = l/b, \quad (18)
 \end{aligned}$$

$$f_1(x) = \frac{W_0}{1+\alpha^2 x^2}, \quad f_2(x) = \frac{U_0}{1+\beta^2 x^2} \quad (19)$$

або в такому вигляді

$$f_1(x) = W_0 e^{-\alpha|x|}; \quad f_2(x) = U_0 e^{-\beta|x|}. \quad (20)$$

Тоді трансформанти переміщень для законів (19) мають такий вигляд

$$f_1^0(\xi) = \frac{W_0}{b} \frac{\pi}{\alpha} e^{-\frac{|\xi|}{\alpha}}; \quad f_2^0(\xi) = \frac{W_0}{b} \frac{\pi}{\alpha} e^{-\frac{|\xi|}{\alpha}}. \quad (21)$$

У випадку формул (20) будемо мати

$$\begin{aligned}
 f_1^0(\xi) &= \frac{2W_0\alpha}{b(\alpha^2 + \xi^2)}, \\
 f_2^0(\xi) &= \frac{2U_0\beta}{b(\beta^2 + \xi^2)}. \quad (22)
 \end{aligned}$$

Застосовуючи формулу обернення комплексного перетворення Фур'є з врахуванням (21) для радіально-го переміщення основного шару циліндра у просторі оригіналів отримуємо результат у вигляді комбінації невластних інтегралів

$$\begin{aligned}
 \frac{U_{r1}}{W_0} &= \frac{1}{\alpha} \int \sum_{j=1}^4 \frac{\Delta_j}{\det \|a_{ik}\|} e^{-\frac{\xi}{\alpha}} \cos(\xi x) dx - \\
 &- \frac{U_0^*}{\beta} \int \sum_{j=1}^4 \frac{\Delta_j}{\det \|a_{ik}\|} e^{-\frac{\xi}{\beta}} \sin(\xi x) dx + \\
 &+ \frac{P_0^*}{\pi l_*} \int \sum_{j=1}^4 \frac{\Delta_j}{\det \|a_{ik}\|} \frac{\sin(\xi l_*)}{\xi} \cos(\xi x) dx \\
 P_0^* &= \frac{P_0}{\mu_2 W_0}, \quad U_0^* = \frac{U_0}{W_0}. \quad (23)
 \end{aligned}$$

Аналогічні формули можна записати для U_{x1} , σ_{rr} , σ_{xx} , σ_{rx} .

Зрозуміло, що у загальному випадку записані вище невластні інтеграли не обчислюються аналітично, тобто результати не можна отримати у вигляді комбінацій елементарних і навіть спеціальних функцій. Нижче ми покажемо, як для деяких окремих випадків можна за допомогою асимптотичних подань функцій Бесселя знайти формули для малих значень змінної x , тобто поблизу початку координат, але у загальному випадку для отримання результатів за формулами виду (23) необхідно застосовувати наближені чисельні методи, зокрема, найбільш ефективним для обернення інтегрального перетворення Фур'є є відомий метод Файлона, орієнтований на обчисленні інтегралів із сильно осцилюючими підінтегральними функціями.

В якості прикладу за методом Файлона проведені розрахунки для таких значень безрозмірних параметрів $\nu_1 = \nu_2 = 0,3$, $\chi = 0,01$, $l_* = 0,001$, $U_0^* = 0$. Безрозмірна товщина циліндра $\varepsilon = a/b$, а також значення коефіцієнта α в законах (19), (20) варіювалися. Як показали розрахунки, якщо обрати значення параметра α в законах (19), (20) із умови $f_1^{(1)}(0,2) = f_1^{(2)}(0,2)$, тоді різниця в результатах для цих законів буде малою.

На рис. 1 наведені графіки зміни безрозмірних радіальних переміщень $W^* = U_{r1}/U_0$ за товщиною циліндра в перетині $x = 0$, причому крива 1 відповідає циліндру без зовнішнього шару покриття, 2 – циліндру, який підкріплений на зовнішній поверхні тільки жорстким матеріалом, 3 – циліндр в абсолютно жорсткій обоймі, 4 – нескінченно товстий циліндр (циліндрична порожнина в пружному просторі).

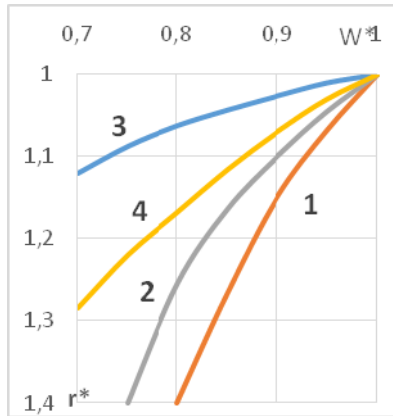


Рисунок 1. Розподіл радіальних переміщень

Аналогічні результати для вісєвого переміщення $U^* = U_{x1}/U_0$ наведені на рис. 2. Зрозуміло, що вісєві переміщення, які викликаються радіальними зміщеннями жорсткого тіла, на порядок менші від радіальних.

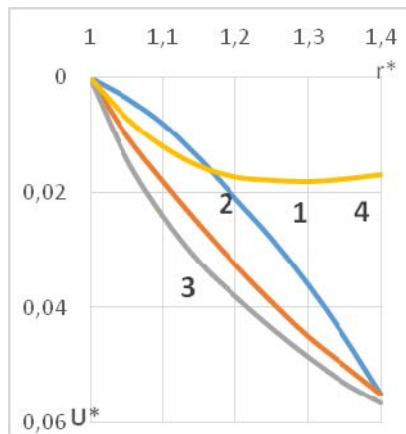


Рисунок 2. Зміна осьових переміщень за товщиною

Рис. 3 ілюструє розподіл за товщиною циліндра безрозмірних радіальних напружень $\sigma^* = -\sigma_{rr}b/G_1U_0$, причому для кривої 3 відкладено не σ^* , а $0,25\sigma^*$, оскільки у випадку жорсткої обойми такі напруги збільшуються у кілька разів. На рис. 4 наведені графіки для дотичних напружень $\tau^* = -\sigma_{rx}b/G_1U_0$. Як і вісєві переміщення, ці напруги помітно менші від нормальних, причому, вони менш чутливі до зміни граничних умов на зовнішній поверхні основного тіла циліндра.

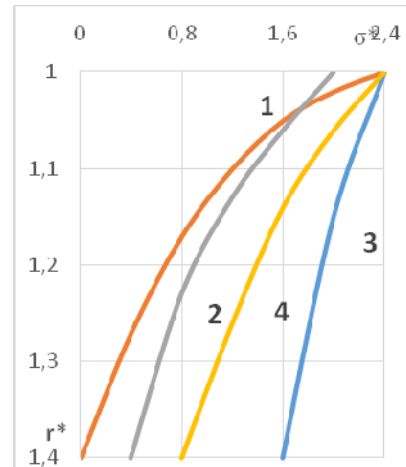


Рисунок 3. Графіки радіальних напружень

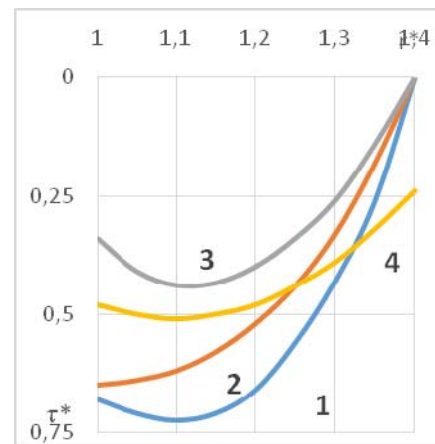


Рисунок 4. Дотичні напруження

Результати асимптотичного підходу

Розв'язання задачі значно спрощується, якщо використовувати для циліндра не точні рівняння (1), а більш прості моделі, які випливають з (1). Зокрема, якщо цікавитися аналізом напружено-деформованого стану циліндра, який викликається передачею від жорсткого тіла радіальних навантажень або переміщень, то достатньо близькі до точних результати можна отримати застосовуючи модель, яка описується рівняннями (8). Загальний розв'язок цього рівняння у просторі зображень записується у вигляді

$$U_r^0 = I_1(\xi r)C_1(\xi) + K_1(\xi r)C_2(\xi). \quad (24)$$

Тоді у формулах (16), (17) замість визначників четвертого порядку будемо мати детермінанти другого порядку і, зрозуміло, що у просторі оригіналів значно простішими стають підінтегральні функції у формулах виду (23). Треба лише пам'ятати, що у цьому випадку не будуть враховуватися осьові задані переміщення і дотичні навантаження. Інтегралів виду (23) знову обчислюються наближено за методом Файлона і відповідні криві на рис. 1 і рис. 3 практично співпадають з точними результатами.

Що стосується використання моделі, яка ґрунтується на рівнянні (9), тоді у просторі зображень радіальні переміщення даються такою формулою

$$U_r^0 = rC_1(\xi) + \frac{1}{r}C_2(\xi). \quad (25)$$

Проведений аналіз результатів показав, що якісно така модель дає результати, подібні до результатів за двома попередніми моделями, але при обчисленні невластних інтегралів обернення треба брати більш дрібну розбивку ділянки інтегрування.

Якщо головну увагу треба приділити передачі від жорсткого тіла до циліндра осевого переміщення або дотичного навантаження, то стан рівноваги основного тіла циліндру можна описувати таким одним рівнянням теорії пружності

$$\frac{\partial^2 U}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U_{x1}}{\partial r} + \frac{2(1-\nu_1)}{1-2\nu_1} \frac{\partial^2 U_{x1}}{\partial x^2} = 0. \quad (26)$$

Тоді у просторі зображень за Фур'є розв'язання цього рівняння записується у вигляді

$$U_{x1}^0 = I_0(\xi r)C_1(\xi) + K_0(\xi r)C_2(\xi). \quad (27)$$

Після відповідних викладок приходимо для знаходження вісєвих переміщень і дотичних напружень до формул аналогічних (23). Зазначимо при цьому, що коли ми використовуємо більш прості моделі (8), (9), (26), які є частинними випадками точних рівнянь теорії пружності, то використовуючи асимптотичні подання для функцій Бесселя [10] в деяких із розглянутих тут випадках вдається аналітично обчислити невластні інтеграли обернення і отримати результати у вигляді комбінацій елементарних і спеціальних табульованих функцій. Наприклад, використовуючи подання функцій $I_n(\xi)$ і $K_n(\xi)$ для великих значень аргументу в останньому випадку для дотичної взаємодії жорсткого тіла і циліндра знаходимо такі аналітичні формули, які справедливі для точок близьких до значення координати $x = 0$.

Перший випадок, коли від жорсткого тіла передається осєве навантаження, яке розподілене по кільцю, тобто

$$q(x) = q_0 \delta(x)$$

тоді

$$\tau^* \Big|_{x>0} = \frac{\sigma_{xx} b}{q_0} = -\frac{s}{\pi} [\sin(sx)si(sx) + \cos[sx]ci(sx)]. \quad (28)$$

де $s = \frac{\nu_1}{2(1+\nu_1)}$, $si(z)$, $ci(z)$ – інтегральні синус і косинус функції аргументу z

$$si(z) = \int_{\infty}^z \frac{\sin(t)}{t} dt, \quad ci(z) = \int_{\infty}^z \frac{\cos(t)}{t} dt.$$

Ці функції приймають дійсні значення для усіх

дійсних значень аргументу x , подані у вигляді графіків і таблиць [10].

У другому випадку вісєве зусилля передається на внутрішню поверхню циліндра рівномірно розподіленим по ділянках скінченної довжини $2l$

$$q(x) = \frac{q_0}{2l} h(x, 2l), \quad h(x, 2l) = \begin{cases} 1, & |x| \leq l \\ 0, & |x| > l. \end{cases}$$

Для такого навантаження отримаємо наступні формули

$$\tau^* = \frac{1}{2\pi l_*} \begin{cases} \pi - ci(d)\sin(d) + \cos(d)si(d) - \\ - ci(e)\sin(e) + \cos(e)si(e), & x < l_* \\ \frac{\pi}{2} - ci(2sl_*)\sin(2sl_*) + \cos(2sl_*)si(2sl_*), & x = l_* \end{cases} \quad (29)$$

$$d = (l_* + x)s, \quad e = (l_* - x)s, \quad l_* = l/b.$$

Якщо розглянути систему взаємно врівноважених зусиль на однаковій відстані $2\beta b$ одне від одного, які описуються таким чином

$$q(x) = q_0 \sum_{k=1}^n [\delta(x - k\beta) - \delta(x + k\beta)]$$

то для даного випадку асимптотична формула записується так

$$\tau^* \Big|_{|x|<\beta} = \frac{s}{\pi} \sum_{k=1}^n \left[\sin(x_2)si(x_2) - \sin(x_1)si(x_1) + \right. \\ \left. + \cos(x_2)ci(x_2) - \cos(x_1)ci(x_1) \right], \\ x_1 = (k\beta - x)s, \quad x_2 = (k\beta + x)s. \quad (30)$$

Розглянуто також випадок, коли від жорсткого тіла на внутрішню поверхню циліндра передається крутильне навантаження або обертальне переміщення. У цьому випадку будемо застосовувати для основного тіла циліндра одне рішення теорії пружності у вигляді

$$\frac{\partial^2 U_{\theta 1}}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial U_{\theta 1}}{\partial r} - \frac{U_{\theta 1}}{r^2} + \frac{\partial^2 U_{\theta 1}}{\partial x^2} = 0. \quad (31)$$

Для зовнішнього шару записуємо одне рівняння теорії оболонки. Застосовуючи перетворення Фур'є, у просторі зображень розв'язання отриманого із (31) рівняння записуємо у вигляді

$$U_{\theta 1}^0 = I_1(\xi r)C_1(\xi) + K_1(\xi r)C_2(\xi). \quad (32)$$

Умови контакту між шарами циліндра записуються аналогічно (3) при $r = b$

$$U_{\theta}^0 = V^0, \quad \sigma_{r\theta}^0 = -q_{\theta 2}^0. \quad (33)$$

Розглянуто два варіанти умов на внутрішній поверхні циліндра: коли від жорсткого тіла передаються на циліндр вісєсиметричне тангенціальне переміщення (задача 1), тоді при $r = a$

$$U_{\theta}^0 = f_1^0(\xi). \quad (34)$$

або на внутрішню поверхню передається задане кру-

тильне навантаження (задача 2), тоді $p_{r0} = a$

$$\sigma_{r0}^0 = -p_0^0(\xi). \quad (35)$$

Підставляючи вираз (32) у закон Гука, записаний із залученням співвідношень Коші у просторі зображень, а потім задовольняючи умовам (33) і (34) або (35), знаходимо трансформанти шуканих величин. В якості прикладу в задачі 1 розглянуто наступний закон зміни тангенціальних переміщень внутрішньої поверхні циліндру

$$f_1(\xi) = \frac{V_0}{1 + \alpha^2 x^2}. \quad (36)$$

Тоді після застосування оберненого перетворення Фур'є оригінали переміщень і напруг точок циліндра даються невласними інтегралами такого виду

$$\sigma^* = -\frac{\sigma_{r0} b}{G_1 V_0} = \frac{1}{\alpha} \int_0^\infty \frac{\sigma_1(\xi, r_*) e^{-\frac{\xi}{\alpha} x} \cos(\xi x)}{F(\xi)} d\xi. \quad (37)$$

$$\text{де } F(\xi) = (s_2 + n_1 \xi s_1) s_3 + s_4 - n_1 \xi, \quad (38)$$

$$s_1 = K_1(\xi \varepsilon) / K_1(\xi), \quad s_2 = K_2(\xi \varepsilon) / K_1(\xi)$$

$$s_3 = I_1(\xi) / I_1(\xi \varepsilon), \quad s_4 = I_2(\xi) / I_1(\xi \varepsilon)$$

$$\sigma_1(\xi, r_*) = (s_4 - n_1 \xi) s_7 - (s_2 + n_1 \xi s_1) s_8. \quad (39)$$

$$n_1 = \frac{v_1}{2(1 + v_1)}.$$

s_5, \dots, s_8 отримуються із s_1, \dots, s_4 , якщо в чисельниках в якості аргументу взяти ξr_* .

Аналогічно записуються результати в задачі 2, зокрема, якщо на внутрішню поверхню циліндра від жорсткого тіла передається кільцеве обертальне навантаження

$$p_0(x) = p_0 \delta(x) \quad (40)$$

тоді переміщення і напруги точок циліндра знаходяться за формулами такого виду

$$V_1^* = \frac{U_0 G_1}{p_0} = \frac{1}{\pi} \int_0^\infty \frac{U_2(\xi, r_*) \cos(\xi x)}{\xi F_1(\xi)} d\xi. \quad (41)$$

В обох задачах розглянути, аналогічно пункту 1, частині варіанти умов між внутрішнім і зовнішнім шарами циліндра, а саме, відсутність зовнішнього шару, жорсткий зовнішній шар, дуже товстий внутрішній шар. Результати знаходилися за формулами виду (37), (41) чисельно за допомогою методу Файлона і для усіх розглянутих випадків побудовані картини зміни переміщень і тангенціальних напружень за товщиною і за довжиною циліндра, аналогічні рис. 1–4.

Якщо скористатися, як це робилося вище, для

циліндричних функцій асимптотичними поданнями, то інтеграли виду (37), (41) значно спрощуються і для окремих частинних випадків можуть бути виражені в елементарних функціях. В задачі 1 тут отримані наступні результати.

Якщо зовнішній шар відсутній, тобто циліндр однорідний, тоді розподіл тангенціальних напруг внутрішньої поверхні циліндра за довжиною описується такою формулою

$$\sigma^*(x, \varepsilon) = -\frac{\alpha}{1 + \alpha^2 x^2} \sin(2 \arctg(\alpha x)); \quad \varepsilon = \frac{a}{b}. \quad (42)$$

Вважаючи зовнішній шар дуже жорстким, будемо мати наступне подання для обчислення тангенціальних переміщень за товщиною в перетині $x = 0$

$$V_1^*(0, r_*) = \frac{1}{2b\alpha\sqrt{r_*}} [\psi(d_1) - \psi(d_2)], \quad (43)$$

$$\text{де } d_1 = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{\alpha^{-1} + a_1}{b_1} \right), \quad d_2 = \frac{1}{2} + \frac{\alpha^{-1} - a_1}{b_1},$$

$$a_1 = \varepsilon - r_*, \quad b_1 = \varepsilon - 1, \quad \psi(x) - \text{псі-функція Ейлера}$$

$$\psi(z) = \int_0^\infty \left(\frac{e^{-t}}{t} - \frac{e^{-zt}}{1 - e^{-t}} \right) dt, \quad \text{Re } z > 0$$

$$\text{або } \psi(x) = \ln x - \sum_{k=0}^\infty \left[\frac{1}{x+k} - \ln \left(1 + \frac{1}{x+k} \right) \right].$$

Якщо внутрішній шар циліндру вважати порівняно товстим, тоді для переміщень і напруг в околі точок $x = 0$, справедливі наступні подання для закону (36)

$$V_1^*(x, r_*) = \frac{1 + \alpha(r_* - 1)}{\sqrt{r_*} [(1 + \alpha)^2 (r_* - 1)^2 + \alpha^2 x^2]}, \quad (44)$$

$$\sigma^*(x, r_*) = \frac{1}{\alpha\sqrt{r_*}} \frac{\cos[2 \arctg(xd^{-1})]}{x^2 + d^2}. \quad (45)$$

В задачі 2 для навантаження (40) отримані наступні асимптотичні результати.

Якщо зовнішній шар циліндра відсутній, тоді будемо мати

$$V_1^*(x, 1) = -\frac{1}{\pi} \ln \left(2sh \frac{\pi x}{2b_1} \right). \quad (46)$$

$$\sigma_1^*(x, r_*) = -\frac{1}{2b_1\sqrt{r_*}} \frac{\sin \frac{\pi a_1}{b_1}}{ch \frac{\pi x}{b_1} + \cos \frac{\pi a_1}{b_1}}. \quad (47)$$

Коли зовнішній шар вважати абсолютно жорстким, тоді приходимо до таких формул

$$V_1^*(x, r^*) = \begin{cases} \frac{1}{\pi} \ln \left(\frac{ch \frac{\pi x}{b_1}}{b_1} \right), & (r^* = 1, x > 0) \\ \frac{1}{2\pi\sqrt{r^*}} \ln \frac{ch \frac{\pi x}{2b_1} + \sin \frac{\pi a_1}{2b_1}}{ch \frac{\pi x}{2b_1} - \sin \frac{\pi a_1}{2b_1}}, & (r^* > 1) \end{cases}, \quad (48)$$

$$\sigma_1^*(x, r^*) = -\frac{1}{b_1\sqrt{r^*}} \frac{\cos \frac{\pi a_1}{2b_1} ch \frac{\pi x}{2b_1}}{ch \frac{\pi x}{2b_1} + \cos \frac{\pi a_1}{2b_1}}. \quad (49)$$

Вважаючи внутрішній шар циліндра дуже товстим, можна використати таку наближену формулу

$$\sigma_1^*(x, r^*) = -\frac{1}{\pi} \frac{r^* - 1}{(r^* - 1)^2 + x^2}. \quad (50)$$

Ще раз зазначимо, що отримані порівняно прості формули у вигляді комбінацій елементарних та спеціальних табульованих функцій можуть використовуватись для попередніх експертних висновків, щоб швидко оцінювати напружено-деформований стан в конструкціях даного виду і якщо виникне необхідність в уточненні результатів, тоді треба провести наведені на початку даної роботи точні розрахунки з використанням інтегральних перетворень і точних рівнянь теорії пружності.

У майбутньому запропоновані тут підходи до розв'язання статичних задач можна розповсюдити на нестационарні динамічні задачі, доповнюючи інтегральне перетворення Фур'є за вісевою координатою перетворенням Лапласа за часом з наступним сумісним обертанням обох перетворень за допомогою методу Файлона і зміщених поліномів Лежандра (при точному підході) [11] або асимптотичних подань для циліндричних Функцій і використання теорії лишків для аналітичного обертання перетворення Лапласа.

Висновки

1. Запропонована модель для розрахунку напружено-деформованого стану двошарового біметалічного циліндру з тонким покриттям з іншого ніж основний шар матеріалу, яка ґрунтується на одночасному використанні рівнянь теорії пружності і теорії оболонок для тонкого покриття.

2. Розглянуті різні варіанти опису взаємодії між жорстким тілом і внутрішньою поверхнею товстостінного циліндра.

3. Запропоновані спрощені моделі для запису поведінки основного шару в залежності від записаних умов взаємодії жорсткого тіла і циліндра.

4. Результати отримані шляхом застосування інтегрального перетворення Фур'є за осьовою координатою і розвинутого в даній роботі спеціального ал-

горитму для чисельного обертання вказаного перетворення, який базується на методі Файлона.

5. Отримані таким шляхом результати подані у вигляді графіків, які можна використовувати для порівняння результатів, знайдених з використанням спрощених підходів.

6. З використанням асимптотичних виразів для циліндричних функцій Бесселя вдалося отримати для окремих із розглянутих задач компоненти напружень і переміщень у вигляді комбінацій елементарних і спеціальних табульованих функцій. Такі формули можна використовувати для попередньої оцінки на стадії проектування таких елементів конструкцій.

Список літератури

1. Трач В. М. Опір матеріалів (спеціальний курс), теорія пружності та пластичності [Текст] : підручник для студ вищих навч. закладів / В. М. Трач, А. М. Подворний. – Київ : Каравела, 2016. – 434 с.

2. Махінко Н. О. Розрахунок тонкостінних циліндричних оболонок на асиметричне навантаження за моментною теорією / Н. О. Махінко // Збірник наукових праць УкрДУЗТ. – 2019. – Вип. 184. – С. 51–61.

3. Parnes R. Progressing torsional loads a bore in an elastic medium [Text] / R. Parnes. // International Journal of Solids and Structures. – 1980. – 16(7). – P. 653–670.

4. Хомик, Н. І. Опір матеріалів (спецкурс) і основи теорії пружності і пластичності [Текст] : курс лекцій для студ. напр. підгот. «Будівництво» / Н. І. Хомик, Т. А. Довбуш, Н. А. Рубінець. – Тернопіль : ФОП Паляниця В. А., 2017. – 232 с.

5. Пожуев, В. И. Движение жесткого вращающегося тела вдоль цилиндра, заключенного в упругую оболочку [Текст] / В. И. Пожуев // Изв. ВУЗов. Серия Машиностроение. – 1983. – 6. – С. 18–22.

6. Пожуев, В. И. Асимптотическое решение задачи о движении жесткого вращающегося диска внутри толстостенного цилиндра [Текст] / В. И. Пожуев. // Сопротивление материалов и теория сооружений. – 1988. – 52. – С. 31–35.

7. Пожуев, В. И. Действие подвижной скручивающей нагрузки на цилиндрическую оболочку в упругой среде [Текст] / В. И. Пожуев. // Строит. Механика и расчет сооружений. – 1984. – 6. – С. 58–61.

8. Горшков, А. Г. Стационарные задачи динамики многослойных конструкций [Текст] / А. Г. Горшков, В. И. Пожуев. – М. : Машиностроение, 1992. – 224 с.

9. Манжос О. Нестационарна реакція циліндричної оболонки з пружним шаром на дію рухомого радіального навантаження. [Текст] / О. Манжос, А. Пожуев, О. Михайлуца // Технічні науки та технології. – 2023. – 2 (32). – С. 107–116.

10. Research on the dynamic response of pressurized cylindrical shell structures subjected to a near-field underwater explosion [Text] / W. S. Mao, M. S. Zhong, X. B. Xie et al. // AIP Advances, – 2023. – 2(64). – P. 68–71.

11. Пожуєв А. В. Нестационарні процеси в пластинках і оболонках, які взаємодіють з тривимірним пружним середовищем [Текст] / А. В. Пожуєв, В. І. Пожуєв. – Запоріжжя : Кругозір, 2015. – 228 с.

12. Fidrovskaya N. Deformation of cylindrical shell by external pressure [Text] / N. Fidrovskaya, E. Slepuzhnikov, I. Perevoznik, S. Khursenko // Sciences of Europe. – 2021. – 2(64). – P. 68–71.

13. Deformation of cylindrical shell by external pressure [Text] / N. Fidrovskaya, E. Slepuzhnikov, I. Perevoznik, S. Khursenko // Sciences of Europe. – 2021. – 2(64). – P. 68–71.

14. Bhattacharyya A. Analysis of the dynamics of thin isotropic cylindrical shell in asymptotic approach [Text] / A. Bhattacharyya, B. Mukhopadhyay // Applied Mathematical Modelling. – 2016. – 40 (9–10). – P. 5324–5334.

15. Dynamic behavior of cylindrical shell with partial constrained viscoelastic layer damping under an impact load [Text] / B. Khalfi, M. T. Nasraoui, J. Chakhari et al. // Acta Mechanica. – 2023. – 5. – P. 143–159.

Одержано 02.04.2024

ACTION OF A SOLID BODY ON THE INNER SURFACE OF A THICK-WALLED BIMETAL CYLINDER

Pozhuyev A. Candidate of Technical Sciences, Professor, Professor of the Department of Fundamental and Applied Mathematics, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: scorpio6828@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4083-5139

Pozhuyev V. Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Theoretical and Applied Mechanics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: pozhuevvi@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9163-7888

Mikhailutsa O. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Electronics, Information systems and Software, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: elenamikhaylutsa7@gmail.com, ORCID: 0000-0003-2935-7997

Purpose. The goal of the work is to obtain an exact solution to the problem of the stress-strain state of a long thick-walled bimetallic cylinder within the framework of the classical theory of elastic materials. Then, using the results obtained with this formulation, it is necessary to propose simpler engineering approaches and explore the possibilities of using asymptotic formulas for express analyzes at the design stage of such structural elements.

Research methods. For the main body of the cylinder, the classical equations of the theory of elasticity in displacements are used. For the outer coating (sputtering), the shell theory equations are written based on the Kirchhoff-Love hypotheses. The complex integral Fourier transform and the Filon method are used to approximately find the original stresses and displacements. Asymptotic representations of cylindrical Bessel functions for large values of the argument and representations of improper integrals in the form of combinations of elementary and special tabulated functions are also used.

Results. A mathematical model has been constructed to analyze the stress-strain state of a bimetallic cylinder with a thin outer layer of a material different from that of the inner layer. Various boundary conditions are recorded on the inner surface of the cylinder, describing the transmission from a rigid body of either specified forces or specified displacements. For all considered options, using the method of integral transformations, the results were obtained in the form of improper integrals, for the calculation of which a special method was used, aimed at calculating integrals with highly oscillating functions. Examples of specific graphs of changes in the components of the stress-strain state in the cylinder material are given. Depending on the conditions on the inner surface of the cylinder, simpler models are proposed to describe the main body, which are based, depending on the nature of the description of the interaction of the rigid body and the cylinder, on one equation of the theory of elasticity. With this approach, in some important cases it was possible to obtain improper inversion integrals using the asymptotic approach in closed form as a combination of elementary and special tabulated functions. Comparison with the exact approach allowed us to prove the possibility of using approximate models.

Scientific novelty. A model of the behavior of a bimetallic cylinder as a body is constructed, the main layer of which is described by the equations of the theory of elasticity, and the theory of shells is used for the outer coating. Various methods of describing the transfer of forces and displacements from a rigid body to the inner surface of the cylinder are considered. The possibility of using the asymptotic approach to obtain relatively simple formulas for carrying out preliminary calculations at the design stage of such structural elements is shown.

Practical value. The formulas, graphs and calculation algorithms obtained in the work can be used in the practice

of design organizations involved in drilling rigs, main pipelines, and artillery shafts. It is especially important that these work results can be used for so-called express analyzes and preliminary assessments.

Key words: *theory of elasticity, integral transformations, stresses, displacements, boundary conditions, asymptotic representation.*

References

1. Trach, V. M., Podvornyy A. M. (2016). Opir materialiv (spetsial'nyy kurs), teoriya pruzhnosti ta plastychnosti [Strength of materials (special course), theory of elasticity and plasticity]. Karavella, 434.
2. Makhyn'ko N. O. (2019). Rozrakhunok tonkostinnykh tsylindrychnykh obolonok na nesymetrychne navantazhennya z vykorystannyam myttyevoyi teorii [Calculation of thin-walled cylindrical shells for asymmetric loading using instantaneous theory]. Zbirnyk naukovykh prats' UkrHUZT, 184, 51–61.
3. Parnes, R. (1980). Progressing torsional loads a bore in an elastic medium. *International Journal of Solids and Structures*, 16 (7), 653–670.
4. Khomyk, N. I., Dovbush, T. A., Rubinets' N. A. (2017). Opir materialiv (spetskurs) i osnovy teoriiy pruzhnosti i plastychnosti [Tekst] – FOP Palyanytsya V. A., 232.
5. Pozhuev, V. I. (1983). Dvizheniye zhestkogo vrashchayushchegosya tela vdol' tsilindra, zaklyuchennogo v upruguyu oboymu [Movement of a rigid rotating body along a cylinder enclosed in an elastic cage]. *Izv. VUZov. Seriya Mashinostroyeniye*, 6, 18–22.
6. Pozhuev, V. I. (1988). Asimptoticheskoye resheniye zadachi o dvizhenii zhestkogo vrashchayushchegosya diska vnutri tolstosten-nogo tsilindra [Asymptotic solution to the problem of the motion of a rigid rotating disk inside a thick-walled cylinder]. *Soprotivleniye materialov i teoriya sooruzheniy*, 52, 31–35.
7. Pozhuev, V. I. (1984). Deystviye podvizhnoy skruchivayushchey nagruzki na tsilindricheskuyu obolochku v uprugoy srede [Action of a moving torsional load on a cylindrical shell in an elastic medium]. *Stroit. Mekhanika i raschet sooruzheniy*, 6, 58–61.
8. Gorshkov, A. G., Pozhuev, V. I. (1992). *Statsionarnyye zadachi dinamiki mnogosloynnykh konstruksiy* [Stationary problems of dynamics of multilayer structures]. *Mashinostroyeniye*, 224.
9. Manzhos, O., Pozhuyev, A., Mikhaylutsa, O. (2023). Nestatsionarna reaktsiya tsylindrychnoyi obolonky z pruzhnym sharom na diyu rukhomoho radial'noho navantazhennya. [Non-stationary response of a cylindrical shell with an elastic layer to the action of a moving radial load] *Tekhnichni nauky ta tekhnolohiyi*, 2 (32), 107–116.
10. Mao, W. S., Zhong, M. S., Xie, X. B., Ma, H. Y., Yang, G. L., Fan., L. (2023). Research on the dynamic response of pressurized cylindrical shell structures subjected to a near-field underwater explosion. *AIP Advances*, 2(64), 68–71
11. Pozhuyev, A. V., Pozhuev, V. I. (2015). Nestatsionarni protsesy v plastynakh i obolonkakh, yaki vzayemodiyut' z tryvymirnym pruzhnym seredo-vyshchem [Unsteady processes in plates and shells interacting with a three-dimensional elastic medium]. *Kruhozir*, 228.
12. Fidrovskaya, N., Slepuzhnikov, E., Perevoznik, I., Khursenko, S. (2021). Deformation of cylindrical shell by external pressure. *Sciences of Europe*, 2(64), 68–71.
13. Petrosian, L. G., Ambartsumian, V. A. (2020). *Static and Dynamic Analysis of Engineering Structures: Incorporating the Boundary Element Method*. John Wiley & Sons Ltd, 501.
14. Bhattacharyya, A., Mukhopadhyay, B. (2016). Analysis of the dynamics of thin isotropic cylindrical shell in asymptotic approach. *Applied Mathematical Modelling*, 40 (9–10), 5324–5334.
15. Khalfi, B., Nasraoui, M. T., Chakhari, J., Ross, A., Chafra, M. (2023). Dynamic behavior of cylindrical shell with partial constrained viscoelastic layer damping under an impact load. *Acta Mechanica*, 5, 143–159.

УДК 621.762:536.24

- 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
- Кирилах С. В. аспірантка кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: lanakirilaha@gmail.com, ORCID: 0009-0001-5688-5616

ВИБІР ТЕПЛОІЗОЛЯЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ ПРЕС-ФОРМ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ З КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Мета роботи. Полягає у розробленні методики теплового розрахунку прес-форм для виготовлення виробів з композиційних матеріалів, яка дозволяє обрати ізоляційний матеріал, що забезпечує ефективне заощаджування витрат тепла.

Методи дослідження. При дослідженні проведений теоретичний аналіз існуючих теплових розрахунків прес-форм; проведений аналіз теорії теплообміну на основі теорії подібності, використовуючи безрозмірні критерії Нуссельта, Грасгофа та Прандтля; проведений аналіз довідкових даних про властивості ізоляційних матеріалів.

Отримані результати. З'ясовані та описані процеси конвективної тепловіддачі з бічної поверхні прес-форми; розроблена методика розрахунку витрат енергії шляхом тепловіддачі при певній температурі на зовнішньої поверхні неізольованої прес-форми; встановлено вирішальну роль для вибору ізоляційного матеріалу є температура стінки, з якої власне здійснюється тепловіддача; визначена методика зниження енерговитрат шляхом застосування на поверхні тепловіддачі прес-форми шару з теплоізоляційного матеріалу, досягаючи на ізольованій поверхні прес-форми заданої температури; на прикладі прес-форми конкретних розмірів, обрані оптимальні матеріали і визначена їх ефективність у зниженні витрат тепла.

Наукова новизна. Розроблена методика оцінювання ефективності теплоізоляційного матеріалу шляхом розрахунку температури на ізольованій поверхні прес-форми; зменшення у зв'язку з цим витрат тепла шляхом тепловіддачі досягається за допомогою обраного оптимального теплоізоляційного матеріалу, які мають відповідні теплофізичні і технологічні властивості.

Практична цінність. Наведені відомості про вплив конструкції матриці прес-форми та довідкові відомості про теплопровідність теплоізоляційних матеріалів; запропонований метод розрахунку може бути використаний при проектуванні енергозаощаджувальних прес-форм для виготовлення виробів з композиційних матеріалів.

Ключові слова: прес-форма, тепловіддача, теплопровідність, конвекція, теплоізоляційний матеріал, коефіцієнт тепловіддачі.

Вступ

Полімерні композиційні матеріали мають різноманітні властивості, цінні в експлуатації: висока міцність за різних умов навантажування, достатня теплостійкість, висока хімічна стійкість у різних середовищах. Тому попит і номенклатура виробів з композиційних матеріалів з кожним роком збільшується. Звідси виникає нагальна необхідність проектування і розрахунку технологічної оснастки (формотвірних інструментів). Адже власне оснастка відповідає як за якість виробів і продуктивність виробництва, так і за енергетичні виробничі витрати, які суттєво впливають на собівартість продукції.

Для виготовлення виробів з композиційних матеріалів використовуються дуже різноманітні технології залежно від їх форми, розмірів і призначення. Проте найпоширенішим є пресування.

Пресування – найпоширеніший процес виготовлення виробів головним чином з термоактивних полімерів, рідше – з термопластів [1–4]. Суть методу полягає у тому, що вихідний прес-матеріал у твердому стані завантажується в оснастку (матрицю, завантажувальну камеру), де плавиться і під тиском заповнює порожнину оснастки. За час витримки у виробі проходять певні процеси, які забезпечують стабільність і точність розмірів виробів.

Особливість виготовлення виробів з полімерних матеріалів полягає у тому, що в оснастці одночасно формується і склад матеріалу виробу, і його конфігурація. Перероблення полімерних композиційних матеріалів ґрунтується на фізичних і хімічних процесах, що відбуваються під час виготовлення виробу [1]. Фізичні процеси (нагрівання, плин полімерної маси, охолодження і т. п.) забезпечують заповнення форму-

вальної оснастки вихідним матеріалом. Хімічні процеси визначають швидкість формування молекулярної мережі та її щільність.

Прес-форми – основна оснастка для виготовлення виробів пресуванням. Вони виготовляються для кожного виробу індивідуально, у зв'язку з чим їх конструкція, робота та особливості використання надзвичайно різноманітні. Всі вони складаються з технологічних деталей, які контактують з прес-матеріалом і надають йому певну конфігурацію (матриця, пуансон, стрижень), і конструктивні (болти, колонки, упори тощо).

Обов'язковою для всіх прес-форм є система обігрівання.

Система обігрівання служить для створення настільки можливо рівномірнішого температурного поля для матеріалу виробу і забезпечення мінімальної витрати часу на нагрівання і твердіння виробу [4, 5]. Вона створює повноцінну передачу тепла ззовні в робочу зону пресування. Одночасно система повинна правильно реагувати на робочий цикл пресування: нагрівання, охолодження і наступне відновлення нагрівання за мінімальний час.

Тепло, яке надає система обігрівання, витрачається не лише на здійснення необхідних фізичних і хімічних процесів у композиті. Значна частина його безперервно витрачається назовні: у елементи обладнання, з яким контактує прес-форма, у навколишнє середовище – постійно з бічної поверхні і періодично у зазор між пуансоном і матрицею в момент закінчення пресування.

У даній статті аналізується характер витрат тепла з бічної поверхні, спосіб їх оцінювання, а також можливість їх зниження за рахунок використання теплоізоляційних матеріалів. На підставі аналізу наводиться методика вибору оптимального теплоізоляційного матеріалу.

Аналіз досліджень та публікацій

Теплові процеси при експлуатації прес-форм

Роль нагрівання прес-форми і виробу в ній під час експлуатації є провідною, оскільки необхідний для формування тиск залежить від в'язкості розплавленого у формі композиційного матеріалу, а отже й від його температури. Робоча температура, яку нагрівач створює всередині прес-форми, залежить від технологічних властивостей прес-матеріалу і визначається робочою температурою пресування. Саме ця температура є основою для розрахунків витрат тепла при експлуатації прес-форм.

Загальні втрати тепла прес-формою $Q_{\text{заг}}$ (Вт), що відбуваються при стаціонарному процесі пресування, визначається за формулою [1, 5–6]:

$$Q_{\text{заг}} = Q_{\text{ст}} + Q_{\text{дов}} + Q_{\text{бз}} + Q_i, \quad (1)$$

де $Q_{\text{ст}}$ – втрати тепла у стіл преса; $Q_{\text{дов}}$ – втрати тепла у довкілля прес-форми; $Q_{\text{бз}}$ – втрати тепла через болтові з'єднання; Q_i – інші теплові втрати.

Втрати тепла у стіл преса і через болтові можна знайти порівняно просто, оскільки тепловіддача відбувається шляхом теплопровідності, яка залежить від сталих теплофізичних характеристик відповідних матеріалів.

Тепловіддача у стіл преса визначається площею контакту між столом і прес-формою і дещо стримується за рахунок низького коефіцієнта теплопровідності матеріалу теплоізоляційної прокладки між ними. Втрати тепла через болтові з'єднання аналогічно залежать від поперечного перерізу болтових з'єднань і коефіцієнта теплопровідності матеріалу болтів.

Конструктивно знизити втрати тепла у стіл і через болти шляхом теплоізоляції можна було б у місці закріплення прес-форми на столі преса. Але внаслідок періодичної дії зусилля пресування цей шар теплоізоляції напевно з часом швидко зруйнується.

Згадані вище літературні джерела наводять таку оцінку часток окремих видів втрат теплової енергії на підставі досвіду експлуатації: 8...18 % витрачається в стіл преса, 3...6 % через болти і 18...20 % припадає на інші втрати. Ці втрати сумарно становлять меншу частину загальних втрат теплової енергії прес-формою. Тому найбільший інтерес становлять втрати тепла через бічну поверхню прес-форми.

Мета роботи

Задачею даної роботи є описати характер і теоретичні закономірності тепловіддачі через бічну поверхню прес-форми, розглянути можливості зменшити їх за допомогою теплоізоляції і розробити з цією метою методику вибору оптимального теплоізоляційного матеріалу.

Матеріал і методика досліджень

Предметом даного дослідження є аналіз характеру і закономірностей тепловіддачі через бічну поверхню прес-форми. Теплообмін між твердою (металевою) поверхнею прес-форми і газоподібним середовищем навколо неї відбувається дуже складно і залежить від багатьох чинників.

З точки зору тепловіддачі через бічну поверхню прес-форму можна розглядати як вертикальний циліндр, поперечний переріз якого залежить від конфігурації виробу. За літературними даними [4, 6–8] найбільша тепловіддача з бічної поверхні такого циліндра у докілья здійснюється шляхом конвективного теплообміну.

Конвективний теплообмін складається з двох процесів, які діють одночасно – теплопровідність і конвекція. За рахунок теплопровідності тепло передається від розплавленого у формі матеріалу, до зовнішньої поверхні стінки матриці прес-форми і створює температурний напір відносно сусіднього газового середовища Δt (різниця температур стінки і газового середовища докілья). Одночасно передане теплопровідністю тепло безперервно переноситься від нагрітої поверхні стінки у докілья разом з рухом самого газового середовища за рахунок конвекції.

Інтенсивність тепловіддачі характеризується коефіцієнтом тепловіддачі α (Вт/(м²·°C)), який дорівнює щільності теплового потоку, віднесеної до площі поверхні розділу і температурному напору Δt .

Коефіцієнт тепловіддачі α , який характеризує інтенсивність конвективного теплообміну, важко визначити однозначно. Його величина змінюється по висоті (або довжині) нагрітої поверхні, від її положення у просторі та від відстані від поверхні стінки (рис. 1).

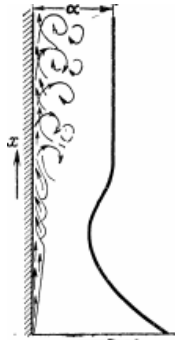


Рисунок 1. Зміна характеру руху газу і коефіцієнта тепловіддачі по висоті нагрітої стінки

Процеси теплообміну між вертикальною стінкою матриці і довір'ям безпосередньо пов'язані з рухом газового середовища вздовж неї. Рухаючись вгору вздовж стінки за рахунок конвекції, газ все більше і більше нагрівається, збільшується товщина прилеглого шару і швидкість його руху, а разом з цим змінюється характер руху газу. Спочатку товщина прилеглого шару дуже мала, елементарні частинки газу рухаються «шарувато» з приблизно однаковою швидкістю; такий режим руху називається *плівчастим*. Далі швидкість руху збільшується, рух газу набуває струменистий характер, коли його окремі шари рухаються з різними швидкостями, але ще не переміщуються, тобто мають доволі плавний, спокійний характер. Такий режим руху називається *ламінарним*. При подальшому переміщенні газу вгору рух прилеглого шару стає нестабільним, окремі струмені закручуються, переміщуються з іншими. За його зовнішнім виглядом такий режим називається *локоноподібним*. При подальшому нагрівання рух газу стає неупорядкованим, окремі частинки газу переміщуються хаотично; напрямки і швидкості їх безперервно змінюються. Внаслідок цього утворюються вихри, які час від часу відриваються від нагрітої поверхні. Товщина прилеглого шару теплообміну значно збільшується. Такий режим руху називається *турбулентним* [7, 9].

Переважання того чи іншого режиму руху залежить як від температурного напору між стінкою і газом Δt , так і від часу руху вздовж стінки (її висоти). Проте на нижній ділянці стінки висотою 0,2...0,3 м ламінарний режим зберігається навіть при великих температурних напорах. Форма тіла (поперечний переріз) практично не впливає на зміну характеру руху

повітря, більше значення має протяжність поверхні, вздовж якої здійснюється рух.

Методика дослідження і визначення коефіцієнта тепловіддачі α ґрунтується на *теорії подібності*, за допомогою якої розмірні фізичні величини об'єднуються у нові змінні – безрозмірні комплекси, що у теорії подібності називаються *критеріями (числами) подібності* [7–9]. Вони відбивають вплив на процес теплообміну не окремих фізичних величин, а їх сукупності. Це дозволяє легше визначити фізичні зв'язки у процесі, що розглядається. Для розрахунків при конвективному теплообміні використовуються наступні критерії подібності.

Критерій Нуссельта Nu характеризує теплообмін на межі стінки – газ (повітря). Його можна розглядати як відношення щільності двох теплових потоків: переданого внаслідок тепловіддачі і такого, що пройшов через шар газу за рахунок теплопровідності.

Критерій Грасгофа Gr [11] характеризує співвідношення між підйомною силою, яка виникає внаслідок температурного напору $\Delta t = (t_c - t_g)$, і в'язкістю газу, тобто відносно ефективність підйомної сили. Критерій Грасгофа може служити незалежним аргументом, величину якого можна розрахувати, знаючи властивості газу, що рухається вздовж стінки.

Критерій Прандтля Pr – це фактично теплофізичні характеристики носіїв тепла – газу і стінки. Вони залежать від температури газу і стінки прес-форми, але при спільній температурі мають приблизно однакову величину.

Результати досліджень

Інтенсивність *тепловіддачі* при конвективному теплообміні можна оцінити за тепловіддачі з бічної поверхні формулою Ньютона – Рихмана [7]:

$$Q = \alpha F(t_c - t_g) \text{ (Вт)}, \quad (2)$$

де F – площа поверхні тепловіддачі, м²; t_c – температура стінки, °C; t_g – температура газу довір'я, °C; α – коефіцієнт тепловіддачі, Вт/(м²·°C).

Судячи з цієї формули, при використанні шару теплоізоляційного матеріалу на бічній поверхні прес-форми площа поверхні тепловіддачу F практично не змінюється. Суттєво зміниться температура стінки t_c , і її вплив на характер теплообміну з довір'ям. Проте головну роль у зменшенні інтенсивності тепловіддачі відіграє значне зменшення коефіцієнта тепловіддачі α з ізольованої бічної поверхні прес-форми у зв'язку з її нижчою температурою t_g . Тому дане дослідження зосередилося на методиці розрахунку коефіцієнта тепловіддачі α при конвективному теплообміні.

Першим розраховується критерій Грасгофа за формулою:

$$Gr = g\beta(t_c - t_g) \frac{l^3}{\nu^2}, \quad (3)$$

де g – прискорення вільного падіння, м/с²; β – температурний коефіцієнт об'ємного розширення газу

довкілля, $1/^\circ\text{C}$; t_c – температура стінки матриці, $^\circ\text{C}$; t_2 – температура газу доквілля, $^\circ\text{C}$; l – характерний лінійний розмір поверхні, м; ν – кінематичний коефіцієнт в'язкості газу доквілля, m^2/s .

Наступний критерій, що визначає коефіцієнт тепловіддачі, – це критерій Нуссельта. Розрахунок критерія Нуссельта Nu проводиться з урахуванням умов тепловіддачі, теплофізичних властивостей і розмірів поверхні тепловіддачі та теплофізичних властивостей газу доквілля. На кількісні характеристики розрахунків суттєво впливає характер руху газу вздовж бічної стінки: пливчастий, ламінарний, локоноподібний чи турбулентний. Використання формул для розрахунку критерія Нуссельта Nu залежно від характеру руху газу доквілля детально розглянуто у [7].

Звичайно бічна поверхня прес-форми на ділянці, яка конструктивно доступна для теплоізоляції, розташована вертикально і найчастіше не перевищує 0,3 м за висотою, тому можна впевнено вважати, що тепловіддача з неї у доквілля відбувається за умови конвективного ламінарного руху повітря. У такому випадку критерій Нуссельта Nu знаходиться за формулою:

$$Nu = 0,76 (Gr_r \cdot Pr_r)^{0,25} \cdot (Pr_r / Pr_c)^{0,25}, \quad (4)$$

де Gr_r , Pr_r , Pr_c – критерії Грасгофа і Прандтля газу (повітря) і стінки відповідно.

Для повітря доквілля і стінки матриці прес-форми при температурі 30°C критерії Прандтля приблизно однакові і дорівнюють 0,7 [7].

Остаточний коефіцієнт тепловіддачі α знаходиться за формулою [4, 5, 7]:

$$\alpha = \frac{\lambda_r}{h} \cdot Nu, \quad (5)$$

де λ_r – коефіцієнт теплопровідності повітря при температурі доквілля, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; h – висота бічної поверхні тепловіддачі прес-форми, м.

Аналіз послідовності розрахунків тепловіддачі з бічної стінки матриці показує, що при інших рівних умовах (розміри прес-форми, товщина ізоляційного шару) вирішальним чинником для вибору ізоляційного матеріалу є температура стінки t_c , з якої власне здійснюється тепловіддача. Тому головною задачею на наступному етапі є визначення температури, яку на своїй зовнішній поверхні може забезпечити той чи інший теплоізоляційний матеріал.

Для цього проаналізовано зміни температури при проходженні потоку тепла через стінки неізольованої та ізольованої прес-форми.

Неізольована прес-форма розглядається як вертикальний циліндр з внутрішнім діаметром d_1 і зовнішнім діаметром d_2 висотою l з однорідного матеріалу (сталі) з коефіцієнтом теплопровідності λ_1 . При сталому процесі формування внутрішня стінка циліндра має температуру t_1 , яка відповідає температурі

пресування відповідного прес-матеріалу. За рахунок теплопровідності матеріалу стінки на її зовнішній поверхні створюється температура t_2 (рис. 2).

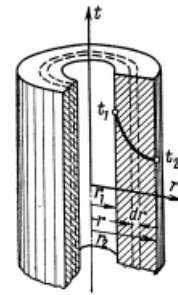


Рисунок 2. Теплопередача через одношарову циліндричну стінку

Щоб унезалежити розрахунок втрат тепла від конкретного розміру прес-форми, тепловий потік через циліндричну стінку розраховується віднесенням до одиниці її висоти [7]:

$$q_1 = \frac{2\pi\lambda_1}{\ln \frac{d_2}{d_1}} (t_1 - t_2). \quad (6)$$

У двошаровому циліндрі (сталева стінка матриці та шар теплоізоляції) через усі шари проходить одна й та сама кількість тепла (рис. 3).

Особливість розрахунку багатошарової стінки полягає у тому що основні характеристики внутрішнього металевого шару залишаються аналогічними характеристикам одношарової стінки (d_1 , d_2 , l , λ_1). Внутрішній діаметр ізоляційного шару співпадає із зовнішнім діаметром внутрішнього шару d_2 , а його теплопровідність становить λ_2 . Зовнішній діаметр ізоляційного шару d_3 визначається розрахунком або конструктивно.

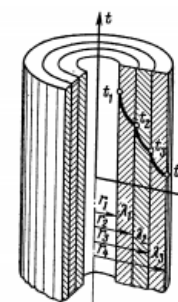


Рисунок 3. Теплопередача через багатошарову циліндричну стінку

Температурний напір у зовнішньому ізоляційному шарі визначається рівнянням:

$$t_2 - t_3 = \frac{q_1}{2\pi\lambda_2} \ln \frac{d_3}{d_2}. \quad (7)$$

і звідси шукана температура зовнішньої стінки теплоізоляційного матеріалу t_3 , яка визначає тепловий напір тепловіддачі, становить:

$$t_3 = t_2 - \frac{q_1}{2\pi\lambda_2} \ln \frac{d_3}{d_2} \quad (8)$$

Знаючи теплопровідність теплоізоляційного матеріалу λ_2 , розміри матриці прес-форми та ізоляційного матеріалу, порівняно легко вибрати матеріал, який відповідає заданим умовам експлуатації.

Експерименти

З метою перевірки запропонованої методики оцінювання ефективності теплоізоляційного матеріалу були проведені вибір з вірогідних ізоляційних матеріалів найпридатніших для захисту прес-форми і на прикладі прес-форми конкретних розмірів, обрані оптимальні матеріали і визначена їх ефективність у зниженні витрат тепла.

Використання ефективних теплоізоляційних матеріалів сьогодні є найдешевшим способом підвищення енергоефективності конструкцій, які працюють при високих температурах. У промисловості використовують десятки різноманітних теплоізоляційних матеріалів. До них ставляться такі вимоги: достатньо низький коефіцієнт теплопровідності, необхідна технологічність при використанні, невисока середня густина, стабільність фізико-механічних і теплотехнічних характеристик та задовільна вартість.

На підставі літературних даних [1, 4–6, 12, 13] для експериментальних розрахунків були обрані матеріали, теплофізичні характеристики яких наведені у таблиці 1.

Таблиця 1 – Теплопровідність деяких теплоізоляційних матеріалів

Матеріал	Густина ρ , кг/м ³	Теплопровідність λ_2 , Вт/м·°С
Кераміка шамотна	1920...2160	0,85...0,88
Скло боросилікатне	2100...2230	0,92...1,15
Кераміка динасна	1930...2100	1,16...1,18
Бетон	2200...2500	1,28...1,30
Фарфор технічний	2300...2500	1,30...1,35
Скло кварцове	2090...2200	1,38...1,40
Кераміка цирконієва	3140...3400	1,70...1,80

Об'єкт дослідження – теплоізолювана матриця – розглядається як двошаровий циліндр з такими характеристиками: внутрішній діаметр $d_1 = 100$ мм, зовнішній – $d_2 = 120$ мм, висота стінки матриці та ізоляційного шару $l = 100$ мм і теплопровідність сталеві стінки матриці $\lambda_1 = 50$ Вт/м·°С. При подальших кількісних розрахунках прийнято, що товщина ізоляційного шару становить 10 мм, тобто зовнішній діаметр матриці з ізоляційним шаром становить $d_3 = 140$ мм.

Для більшості композиційних матеріалів температура пресування становить 160...180 °С, тому при розрахунках прийнято температуру на внутрішній стінці матриці $t_1 = 170$ °С і на зовнішній – $t_2 = 165$ °С, а температура повітря навколо прес-форми – $t_e = 30$ °С.

За цими даними за формулою (6) розраховувався питомий тепловий потік через стінку матриці q_1 .

На його підставі за формулою (8), знаючи теплопровідність λ_2 обраних теплоізоляційних матеріалів, була розрахована температура зовнішньої стінки кожного теплоізоляційного матеріалу t_3 .

Досвід експлуатації прес-форм свідчить [1, 4–6], що для нормальних умов експлуатації достатньо знизити температуру на ізолюваній поверхні прес-форми до 70...85 °С. За результатами розрахунків за формулою (8) температури t_3 для обраних ізоляційних матеріалів побудована гістограма (рис. 4), на якій виділена полоса рекомендованих для нормальних умов експлуатації температур на ізолюваній поверхні прес-форми (70...85 °С).

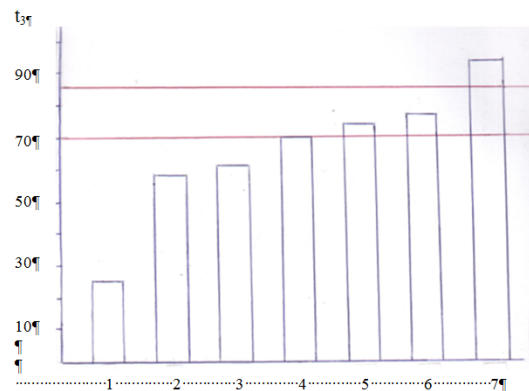


Рисунок 4. Температура ізолюваної поверхні прес-форми при використанні різних теплоізоляційних матеріалів:

1 – кераміка шамотна; 2 – скло боросилікатне; 3 – кераміка динасна; 4 – бетон; 5 – фарфор технічний; 6 – скло кварцове; 7 – кераміка цирконієва

На підставі проведеного аналізу розрахунків та з урахуванням літературних даних і досвіду експлуатації для подальшого розгляду залежно від конструктивних особливостей і виробничих можливостей обрано три ізоляційні матеріали: бетон, технічний фарфор і кварцове скло.

Обговорення

З метою оцінки ефективності виділених для подальшого розгляду ізоляційних матеріалів за формулами (3), (4), (5) був проведений розрахунок коефіцієнтів тепловіддачі α і далі – за формулою (2) – розрахунок інтенсивності тепловіддачі Q при конвективному теплообміні між неізолюваною та ізолюваними стінками і довкіллям для кожного виду ізоляційного матеріалу. Кількісні розрахунки показали, що від неізолюваної стінки з температурою $t_3 = 165$ °С інтенсивність тепловіддачі становить 60,53 Вт. Обрані ізоляційні матеріали – бетон, технічний фарфор і кварцове скло – знижують температуру на ізолюваній стінці до 70...77 °С, і інтенсивність тепловіддачі знижується до 17,94...21,07 Вт відповідно. Тобто, з використанням цих матеріалів досягається економія енерговитрат 70,3...65,2 %.

Таким чином, на підставі проведеного дослідження підтвердився запропонований метод зменшення енерговитрат при пресуванні виробів з композиційних матеріалів шляхом нанесення на бічну поверхню матриці теплоізоляційного матеріалу.

Висновки

1. Проведений детальний аналіз можливих витрат енергії у процесі виготовлення виробу з композиційного матеріалу пресуванням.
2. Проведений аналіз теоретичних основ теплообміну між бічною стінкою матриці та повітрям довкілля.
3. Запропонована методика (послідовність) розрахунку тепловіддачі при конвективному теплообміні між стінкою матриці і довкіллям.
4. На підставі аналізу теплоізоляційних матеріалів і розрахунків для об'єкта дослідження вибрані та рекомендовані для використання три ізоляційні матеріали, які найбільше відповідають зменшенню енерговитрат при пресуванні виробів з композиційних матеріалів. Розрахунки показали значне зниження витрат тепла при використанні запропонованих теплоізоляційних матеріалів.

Список літератури

1. Производство изделий из полимерных материалов : учеб. пособие / В. К. Крыжановский, М. Л. Кербер, В. В. Бурлов, А. Д. Паниматченко. – СПб : Профессия, 2004. – 464 с.
2. Суберляк О. В. Технологія переробки полімерних та композиційних матеріалів / Суберляк О. В., Баштанник П. І. – К. : Вища освіта, 2006. – 260 с.
3. Полімерні композиційні матеріали в ракетно-космічній техніці: підручник / Джур Є. О., Кучма Л. Д., Манько Т. А. и др. – К. : Вища освіта, 2003. – 399 с.
4. Сокольський О. Л. Проектування формуючих пристроїв обладнання для переробки пластмас : навч. Посібник / Сокольський О. Л., Сівецький В. І., Мікульюнок І. О. – К. : НТУУ «КПІ», 2014. – 130 с.
5. Басов Н. И. Расчёт и конструирование формуемого инструмента для изготовления изделий из полимерных материалов: учебник / Басов Н. И., Брагинский В. А., Казанков Ю. В. – М. : Химия, 1991. – 352 с.
6. Основы конструирования и расчёта деталей из пластмассы и технологической оснастки для их изготовления : учеб. пособие / Мирзоев Р. Г., Кугушев И. Д., Брагинский В. А. и др. – Л. : Машиностроение, 1997. – 416 с.
7. Михеев М. А., Михеева И. М. Основы теплопередачи / Михеев М. А., Михеева И. М. – М. : Энергия, 1987. – 344 с.
8. Основы теплопередачи в авиационной и ракетно-космической технике / Авдудевский В. С., Галицкий Б. М., Глебов Г. А. и др. – М. : Машиностроение, 1992. – 528 с.
9. Обертюх Р. Р. Теоретичні основи теплотехніки : навч. Посібник / Обертюх Р. Р. – Вінниця : УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2009. – 165 с.
10. Гильчук А. В. Теорія теплопровідності, ч. 1: навч. посібник. – К. : вид. КПІ ім. І. Сікорського, 2017. – 86 с.
11. Энциклопедия физики и техники. Грасгофа число. URL: www.femto.com.ua/articles/part_1/0872html
12. Коэффициенты теплопроводности основных строительных материалов. URL: <https://tehtabru/guide/GuidePhysics/GuidePhysicsHeatAndTemperature/HeatConductivity/HeatConductivityBuildingMaterialsRevised/>
13. Коэффициенты теплопроводности различных материалов. URL: <http://www.xiron.ru/content/view/58/28/>
14. Швець С. В. Штампи та прес-форми, конструювання та технологія виготовлення: навч. посібник / Швець С. В., Седінкін Л. М. – Суми : СумДУ, 2005. – 110 с.
15. Композиционные материалы в машиностроении / Пименовский Ю. Л., Грудина Т. В., Самохникова А. Б. и др. – К. : Техніка, 1990. – 139 с.

Одержано 04.04.2024

Після доробки 11.04.2024

CHOICE OF THERMAL INSULATION MATERIAL PRESS FORM FOR MANUFACTURING PRODUCTS FROM COMPOSITE MATERIALS

- 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: 0000-0001-6076-0149
- Kyrylakha S. Post-graduate student of the Department “Integrated Technologies of Welding and Modeling of Structures”, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: lanakirilaha@gmail.com, ORCID: 0009-0001-5688-5616

Purpose. The development of a method of thermal calculation of molds for the manufacture of products from composite materials, which allows you to choose an insulating material that ensures effective savings in heat consumption.

Research methods. A theoretical analysis of the existing thermal calculations of the molds was carried out; an analysis of the theory of heat exchange based on the theory of similarity was carried out, using dimensionless criteria of Nusselt, Grashof and Prandtl; an analysis of reference data on the properties of insulating materials was carried out.

Results. In the course of the work, the processes of convective heat transfer from the side surface of the mold were clarified and described; a method of calculating energy losses through heat transfer at a certain temperature on the outer surface of an uninsulated mold was developed; it was established that the temperature of the wall, from which the heat transfer is actually carried out, plays a decisive role in the selection of the insulating material; a method of reducing energy consumption is determined by applying a layer of heat-insulating material on the heat transfer surface of the mold, reaching a given temperature on the isolated surface of the mold; on the example of a mold of specific dimensions, the optimal materials were selected and their effectiveness in reducing heat consumption was determined.

Scientific novelty. Developed methods for evaluating the effectiveness of heat-insulating material by calculating the temperature on the insulated surface of the mold; in this connection, the reduction of heat loss through heat transfer is achieved with the help of the selected optimal heat-insulating material, which has the appropriate thermophysical and technological properties.

Practical value. Information on the impact of the design of the mold matrix and reference information on the thermal conductivity of heat-insulating materials are provided; the proposed calculation method can be used in the design of energy-saving molds for the manufacture of products from composite materials.

Key words: press-form, heat transfer, thermal conductivity, convection, heat-insulating material.

References

1. Proizvodstvo izdeliy iz polimernykh materialov: ucheb. posobiye (2004). [Production of products from polymer materials: textbook allowance]. //Kryzhanivskii V.K. and others. SPb: Professiya, 464. [in Russian].
2. Suberlyak O.V., Bashtannyk P.I. (2006). *Technologia pererobky polimernykh ta kompozytsiynykh materialiv* [Polymer and composite materials processing technology] Kyiv, Vyshcha shkola, 376. [in Ukrainian].
3. Polimerni kompozytsiyni materialy v raketno-kosmichniy technitsi: pidruchnyk (2003) [Polymer composite materials in rocket and space technology: a textbook]. //Dzhur Ye.O. and others. Kyiv, Vyshcha shkola, 399. [in Ukrainian].
4. Sokolskiy O.L., Sivetskiy V.I., Mikulyonok I.O. (2014). *Proyektuvannya formuyuchykh prystroyiv obladnannya dla pererobky plastmas: ucheb. posobiye* [Design of forming devices for plastics processing equipment: textbook allowance]. Kyiv, NTU "KPI", 130. [in Ukrainian].
5. Basov N.I., Braginskiy V.A., Kazankov Yu.V. (1991). *Raschyot i konstruirovaniye formuyushchego instrumenta dla izgotovleniya izdeliy iz polimernykh materialov: uchebnik* [Calculation and construction of a forming tool for the manufacture of products from polymer materials: textbook] Moskva: Khimiya, 352. [in Russian].
6. Osnovy konstruirovaniya i raschyota detaley iz plastmassy i tekhnologicheskoy osnastki dla ikh izgotovleniya: ucheb. posobiye (1997). [Basics of design and calculation of plastic parts and technological equipment for their production: textbook allowance]. // Mirzoyev R.G. and others. L.: Mashinostroyeniye, 416. [in Russian].
7. Mikheyev M.A., Mikheyeva I.M. (1987). *Osnovy teploperedachi* [Basics of heat transfer] Moskva: „Energiya”, 352. [in Russian].
8. Osnovy teploperedachi v aviatsionnoy i paketno-kosmicheskoy tekhnike (1992). [Fundamentals of heat transfer in aviation and rocket and space technology]. // Avduyevskiy V.S. and others. Moskva: Mashinostroyeniye, 528. [in Russian].
9. Obertyukh R.R. (2009). *Teoretychni osnovy teplotekhniki: navch. posibnyk* [Theoretical foundations of heat engineering: textbook allowance] Vinnitsya: UNIVERSUM- Vinnitsya, 165. [in Ukrainian].
10. Hilchuk A.V. (2017). *Teoria teploprovodnosti, ch. 1: navch. posibnyk* [Theory of heat conduction, part.1: textbook allowance]. Kyiv: vyd. KPI im. I.Sikorskogo. 86. [in Ukrainian].
11. *Encyklopedia fiziki i tekhniki. Grashofa chislo* [Encyclopedia of physics and technology. Grashof number]. URL: www.femto.com.ua/articles/part_1/0872.html [in Russian].
12. *Koeffitsiyenty teploprovodnosti osnovnykh stroitelnykh materialov* [Thermal conductivity coefficients of basic building materials]. https://tehtab.ru/Guide/GuidePhysics/Guide_Physics_Heat_And_Temperature/Heat_Conductivity/Heat_Conductivity_Building_Materials_Revised/ [in Russian].
13. *Koeffitsiyenty teploprovodnosti razlichnykh materialov* [Thermal conductivity coefficients of various materials]. URL: <http://www.xiron.ru/content/view/58/28/> [in Russian].
14. Shvets S.V., Syedinkin L.M. (2005). *Shtampy ta pres-formy, konstruyuvannya ta tekhnologia vyhotovlennya: navch. posibnyk* [Stamps and molds, design and manufacturing technology: textbook allowance]. Sumy: SumDU, 110. [in Ukrainian].
15. Pimenovskiy Yu.L., Hrudina T.V., Samokhina A.B. and others (1990). *Kompozitsionnyye materialy v mashinostroyenii* [Composite materials in mechanical engineering]. Kyiv: Tekhnika, 139. [in Russian].

UDC 620.178.169

- Bondar N. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Condensed State Physics of Dniprovsk State Technical University, Kamyanske, Ukraine, *e-mail*: bondar_np@ukr.net, ORCID: 0009-0007-3151-6367
- Tatarchuk T. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Physics Department, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: tanko.hol@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6408-0463
- Tomina A. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Condensed State Physics of Dniprovsk State Technical University, Kamyanske, Ukraine, *e-mail*: an.mtomina@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5354-0674

INFLUENCE OF GRAPHITIZED DUST ON THE ABRASION PROCESSES OF COMPOSITE MATERIAL BASED ON POLYTETRAFLUOROETHYLENE

Purpose. Study of the influence of graphitized dust on abrasive wear of polytetrafluoroethylene-based composites.

Research methods. Experimental studies were performed using modern methods of physical and mechanical tests, which ensures the reliability of the results. A laboratory mixer with a rotating electromagnetic field and a hydraulic table press TU 10003 TORIN were used for the production of samples. Weighing of samples for experiments was carried out on a VLR-200 scale, abrasion assessment was carried out on a HECKERT machine. The friction surfaces were studied using a BIOLAM-M microscope.

Results. The conducted studies showed that the index of abrasive wear of the composite with a polytetrafluoroethylene matrix decreases from 2.974 mm³/m to 2.539 mm³/m with a content of 10 % of graphitized dust. This helps to increase the service life of parts, which will reduce the frequency of their replacement, as well as reduce production costs.

Given that graphitized dust is a waste of metallurgical production, its secondary use as a filler for composite materials allows to partially solve the environmental problem of disposal of production waste.

Scientific novelty. Today, the production of products from composite materials is one of the promising directions of production, because the combination of a polymer matrix with various fillers makes it possible to obtain more economically profitable materials, forming the necessary physical properties. The possibility of using production waste as a filler allows solving the current problem of recycling and disposal of environmentally harmful substances. Therefore, the conducted research opens up new ways to solve a complex of environmental and economic problems.

Practical value. The obtained results are important in the further process of manufacturing composite materials. The ability to increase the resistance of the material to abrasive abrasion allows the production of parts that work in friction conditions.

Key words: composite, filler, F4 fluoroplastic, graphitized dust, abrasive wear.

Introduction

Polytetrafluoroethylene (F4 fluoroplastic) is valued for certain properties: it has a low coefficient of friction and high chemical resistance, strength, dielectric properties that do not lose even at high temperatures [6, p. 23]. The shortage of this material determines its high price. Because of this, polytetrafluoroethylene is almost never used in its pure form, but various impurities are added to it. Graphitized dust is a waste of metallurgical production, so its use as a filler in parts with polytetrafluoroethylene will reduce their price and increase the environmental friendliness of enterprises whose production by-product is graphitized dust.

Analysis of research and publications

Composites are materials obtained from two or more components, between which there is a clear interface [8, p. 7]. A matrix is a substance that allows binding particles of the filler and transmitting the action of forces between them [8, p. 15]. And fillers serve to change the characteristics of composite materials,

usually increasing their strength [8, p. 7]. Due to the addition of fillers with certain properties to composites, the scope of their application is quite large: medical, nuclear, optics, etc. [8, p. 30-37].

The most important stage of composite production is the selection of materials, which is based on the experience of scientific research, the use of reference information, and the practical experience of researchers. At the very beginning, you need to choose and analyze the properties of the matrix and choose the main fillers, based on such parameters as the compatibility of components. In the future, the composite forming technology is chosen by equipment productivity and material properties [8, p. 15].

There is a large number of composite materials and because of this there was a need to classify them. The main features are the number of components, the nature of the matrix and filler, the shape of the reinforcing components, the volume content of the filler, properties, the formed structure, the method of manufacture and purpose [8, p. 38-40].

Polytetrafluoroethylene (nCF_2CF_2) is the chemical name, and F4 fluoroplastic is the technical name of this material, which is used in Ukraine and some other countries. It looks like a white powder with a bulk density of $0.2...0.3g/cm^3$ and is intended for the manufacture of products by sintering or pressing [4, p. 5]. The density of the material in the finished products is within $2.18...2.24g/cm^3$. It is classified as a thermoplastic matrix [5]. It is used in certain fields, such as mechanical engineering, aerospace, robotics, and others. It is characterized by a low coefficient of friction (up to 0.02), chemical inertness, dielectric properties, resistance to elevated temperatures, high resistance to radiation, low thermal conductivity, non-flammability, low smoke generation, resistance to aggressive environmental factors, frost resistance, hydrophobicity, high antifriction properties. Many of them are due to the structure of F4 fluoroplastic, namely strong bonds between F–C molecules [1].

Disadvantages are a high degree of abrasion of the surface during friction, insufficient mechanical strength when exposed to high temperatures, a high coefficient of linear temperature expansion, a tendency to residual deformation and recrystallization, the impossibility of obtaining products by casting, and cost. Therefore, fillers are usually added to it, which eliminate these shortcomings without worsening the properties [6, p. 24]. Graphite and metal powders are popular among them [8, p. 63], which makes graphitized dust a suitable filler.

Graphitized dust is a byproduct of the production of steel from pig iron by the oxygen converter process, in which molten liquid iron is poured into a horizontally positioned converter and steel scrap is added. Then it is returned to a vertical position and an oxygen nozzle is introduced. With its help, oxygen purging is carried out: it is needed to oxidize cast iron impurities. After that, steel is released from the converter [10, p. 55–57]. Graphitized dust is thrown out during blowing and collected in the mixer. In the process, water is added to it (to facilitate collection), dried and sent to storage or disposal.

Given that graphitized dust is a production waste, secondary use is very relevant. Graphitized dust can be classified as fillers that are inorganic in origin and dispersed in form.

Presentation of the main material and analysis of the results obtained

Production of composites for the study of their mechanical properties was carried out using standard methods. As a result, we received samples of the composite of a cylindrical shape with a diameter and height of 15 mm with a content of graphitized dust of 10...50 wt.%. The properties of graphitized dust and the theoretical values of the density of the obtained composites are presented in the table 1 and fig. 1. According to the graph, the density of the obtained composites should belong to the interval between the minimum and maximum theoretical density values.

Table 1 – Properties of graphitized dust

Indicator	Value
Density, ρ , g/sm^3	1,658...2,084
Chemical composition, %	FeO (40,6), C (31,4), Fe_2O_3 (17,47), SiO_2 (7,1), CaO (2,65), MnO (0,47), S (0,15)
Particle size, m	$<10^{-5}$

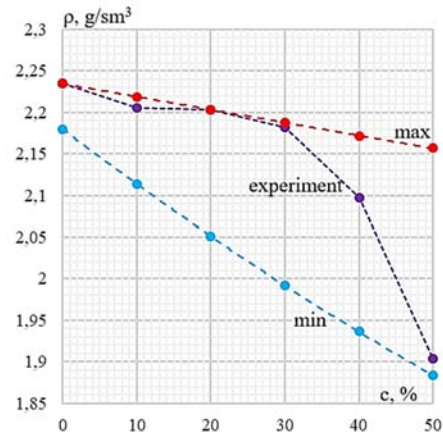


Figure 1. Theoretical and experimental values of the density of the obtained composites depending on the content of graphitized dust

When making composites, the dispersed matrix and filler are mixed using devices with a rotating body [8, p.110]. In a special laboratory device, when an electric current flows, a rotating electromagnetic field (0.12 T) is generated, which affects the ferromagnetic particles previously added to the mixture in such a way that they move in the flask, mixing and grinding fluoroplastic F4 and graphitized dust. After that, the ferromagnetic particles were removed by the method of magnetic separation.

To form the products, the prepared dry mixture was poured into the mold. The top and bottom are closed with punches, they are used to evenly distribute the load on the materials. With the help of hydraulic table press TU 10003 TORIN, a pressure of 60 MPa was applied. The method of hydraulic pressing was chosen due to the possibility of changing the composition and producing 6 samples at the same time. However, this method is characterized by uneven compaction and possible workpiece defects [9, p. 203]. All processes were carried out at room temperature of $12\text{ }^\circ\text{C}$ (285 K). The resulting tablets were heated to $370\text{ }^\circ\text{C}$ (643K) under a constant load of 60 MPa. Subsequently, the samples were cooled to $150\text{ }^\circ\text{C}$ (423 K) under the same load. The manufactured composites were pressed out of the mold. After cooling the samples, the fog was removed by a mechanical method [7]. The same molding technique was used to make a sample of pure F4 fluoroplastic. In fig. 2. manufactured samples are shown.



Figure 2. Made samples of fluoroplastic F4 and composites with graphitized dust

The density of the finished samples was determined by the hydrostatic method. In fig. 1 (experiment) shows the change in the density of composites depending on the content of graphitized dust. It can be seen that the obtained values are within the limits of theoretical calculations. It can be seen from the graph (see Fig. 1) that with an increase in the content of graphitized dust in the composite material, the average density of the sample decreases. At 10 % and 20 %, the density is almost the same, but the addition of 30 % and more filler greatly reduces it. This may be due to the presence of pores due to uneven compaction during sample formation.

To determine the index of abrasive abrasion of composites, a HECKERT machine was used, on which there was a grinding wheel with rigidly fixed abrasive particles with a dispersion of 100 μm . Samples are fixed in a replaceable holder, which is then installed to the chuck of the machine. At the same time, the sample specially protrudes 3 ± 0.5 mm beyond the edge of the holder. During the experiment, a constant load of 10 ± 0.2 N is applied to it. During the experiment, the sample moves at a constant speed of 10 ± 1 mm during one complete revolution of the machine drum along the updated sanding pad. The complete path of friction that the composite passes is 40 m. After the test is completed, the wear products and dust are removed from the surface of the sample and the tested material is weighed on scales. In fig. 3 shows the dependence of the index of abrasive wear of composites on the content of graphitized dust. It can be seen from the figure that the addition of 10% of graphitized dust improved the surface abrasion value by reducing it from 2.974 mm^3/m to 2.539 mm^3/m , but a further increase in the filler content leads to a deterioration of this indicator.

At the next stage, we studied the friction surfaces of samples of pure F4 fluoroplastic and composites based on it. The research was carried out on a BIOLAM-M experimental binocular microscope in reflected incident light, which is equipped with a TREK digital camera (DCM1300, resolution 1.3 megapixels) and connected to a PC.

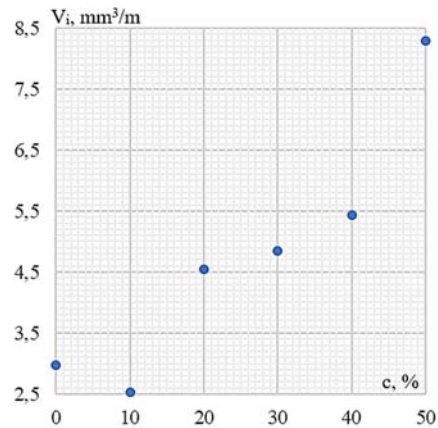


Figure 3. Graph of the dependence of the index of abrasive wear of composites on the content of graphitized dust

Photos of the friction surfaces of the samples obtained by the optical method are presented in fig. 4. In the photo of friction for samples of pure fluoroplastic F4 (see Fig. 4a) and a composite based on it with a content of 10 % graphitized dust (see Fig. 4b), clear lines from abrasive particles are observed.

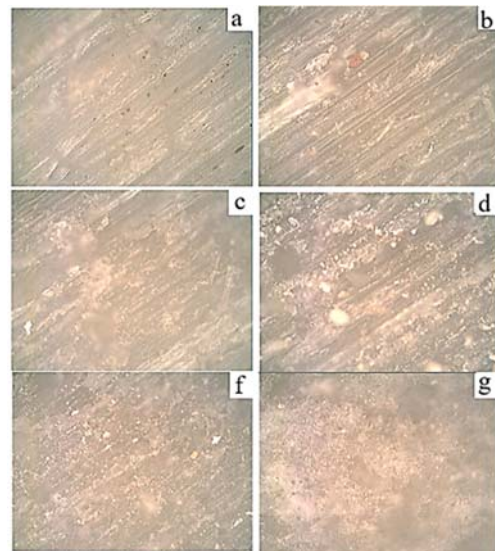


Figure 4. Photo of the friction surfaces of samples of pure F4 fluoroplastic (a) and composites based on it with a graphitized dust content of 10 % (b), 20 % (c), 30 % (d), 40 % (f), and 50 % (g)

Composite materials that contain more than 10% graphitized dust (see Fig. 4c-g) are characterized by surface defects, which is associated with the presence of pores and voids at the place of particles of graphitized dust that broke out from the surface during tests on friction. These photos are blurry and the image is not clear. This indicates poor adhesion [8, p. 43] between graphitized dust and F4 fluoroplastic. So, the friction surfaces showed that the increase in the indicator in composites with a content of graphitized dust more than 10 % was due to poor adhesion between the matrix and a large number of filler particles.

Conclusions

As a result of the study, it was established that the use of 10 % of graphitized dust in the production of the composite leads to a reduction in the cost of materials by 10 % compared to pure fluoroplastic F4. Such results are of great importance in conditions of mass production of parts.

Testing of the abrasive wear rate revealed a decrease from 2.974 mm³/m to 2.539 mm³/m when using 10 % graphitized dust. This contributes to a significant increase in the service life of parts, which will reduce the frequency of their replacement and also allow to reduce production costs.

As already mentioned, graphitized dust is waste and the majority of it is subject to disposal. This process also has a negative impact on the environment due to harmful emissions. So, in addition to reducing the cost and increasing the service life of parts, the use of such a filler allows you to partially solve the problem of recycling ecology.

References

1. Jiri George Drobny Fluoroplastics (2005). Publisher: Rapra Technology, Shawbury, U.K., 178.
2. S. V. Kalinichenko, A.-M. V. Tomina, O. I. Burya, I. I. (2021). Nachovniy Influence of polysulfonamide Tanlon fiber on resistance indicator of polytetrafluorethylene [Friction and wear problems], 2, 74–79.
3. PTFE Compression Molding Powder URL: [https://www.chinafluoropolymer.com/ptfe/ptfe-resin/ptfe-](https://www.chinafluoropolymer.com/ptfe/ptfe-resin/ptfe-compression-molding-powder-for-sealing.html)

compression-molding-powder-for-sealing.html Дата звернення: 10.12.23

4. O. I. Burya, S. V. Kalinichenko, A.-M. V. Tomina, I. I. Nachovniy. (2019). The developing of tribotechnical organoplastic [Prblems of Tribology], 1, 3–34.

5. Types of matrices (resins). Use of matrices. URL: <https://www.youtube.com/watch?v=xnun2sMyKRI> Дата звернення: 16.11.23

6. Dzhurka G. F. (2008). Polimerni kompozicijni materiali [Polymer composite materials]. Poltava, 58.

7. O. I. Burya, S. V. Kalinichenko, A.-M. V. Tomina, G. A. Bagluk (2017). Issledovanie fiziko-mehaničeskikh harakteristik grafitoplastov [Study of physical and mechanical characteristics of graphite plastics]. Visnik Nac. tehn. un-tu "HPI", Harkiv: 16 (1238), 3–7.

8. P. P. Savchuk, V. P. Kashickij, M. D. Melnichuk, O. L. Sadova (2017). Kompozitni ta poroshkovi materiali: navchalnij posibnik/ [Composite and powder materials: study guide], Luck, 368.

9. V. O. Lejbenzon (2009). Tverdnennya metaliv i metalevih kompozicij: pidruch. dlya stud. vish. navch. zakl. [Hardening of metals and metal compositions: tutorial. for students higher education closing], Kyiv: Naukova dumka, 446.

10. A. M. Verhovlyuk, A. V. Narivskij, V. G. Mogilatenko (2016). Tehnologiyi oderzhannya metaliv ta splaviv dlya livarnogo virobničtva [Technologies for obtaining metals and alloys for foundry production], Kyiv: Vidavnicij dim "Vinichenko", 224.

Received 11.03.2024

ВПЛИВ ГРАФІТИЗОВАНОГО ПИЛУ НА ПРОЦЕСИ СТИРАННЯ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ ПОЛІТЕТРАФТОРЕТИЛЕНУ

Бондар Н. П.

канд. техн. наук, доцент кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету, м. Кам'янське, Україна, e-mail: bondar_np@ukr.net, ORCID: 0009-0007-3151-6367

Татарчук Т. В.

канд. техн. наук, доцент кафедри фізики НУ «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tanko.hol@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6408-0463

Томіна А.-М. В.

канд. техн. наук, доцент кафедри фізики конденсованого стану Дніпровського державного технічного університету, м. Кам'янське, Україна, e-mail: an.mtomina@gmail.com, ORCID: 0000-0001-5354-0674

Мета роботи. Дослідження впливу графітизованого пилю на абразивне стирання композитів на основі політетрафторетилену.

Методи дослідження. Експериментальні дослідження виконані із застосуванням сучасних методів фізичних та механічних випробувань, що забезпечує достовірність отриманих результатів. Для виготовлення зразків використано лабораторний змішувач з обертальним електромагнітним полем та гідравлічний настільний прес ТУ 10003 TORIN. Зважування зразків для дослідів проведено на вагах ВЛР-200, оцінка стирання – на машині HECKERT. Вивчення поверхонь тертя проведено за допомогою мікроскопу БЮЛАМ-М.

Отримані результати. Проведені дослідження показали, що показник абразивного стирання композиту з матрицею політетрафторетилену зменшується з 2,974 мм³/м до 2,539 мм³/м при вмісті 10 % графітизованого пилю. Це сприяє збільшенню терміну служби деталей, що знизить частоту їх заміни, а також дозволить знизити витрати виробництва.

Враховуючи, що графітований пил є відходом металургійного виробництва, вторинне його використання в якості наповнювача для композитних матеріалів дозволяє частково вирішити екологічну проблему утилізації відходів виробництва.

Наукова новизна. *На сьогодні виготовлення виробів із композитних матеріалів є одними із перспективних напрямків виробництва, адже поєднання полімерної матриці з різними наповнювачами дає можливість отримувати більш економічно вигідні матеріали, формуючи необхідні фізичні властивості. Можливість використання в якості наповнювача відходів виробництва дозволяє вирішити актуальну проблему сьогодення щодо вторинної переробки та утилізації шкідливих для екології речовин. Тому проведені дослідження відкривають нові шляхи до вирішення комплексу екологічних та економічних проблем.*

Практична цінність. *Одержані результати мають важливе значення в подальшому процесі виробництва композитних матеріалів. Можливість підвищення стійкості матеріалу до абразивного стирання дозволяє виготовляти деталі, які працюють в умовах тертя.*

Ключові слова: *композит, наповнювач, фторопласт Ф4, графітований пил, абразивне стирання.*

Список літератури

1. Jiri George Drobny Fluoroplastics / Publisher: Rapra Technology, Shawbury, U.K., 2005. – 178 p.
2. Influence of polysulfonamide Tanlon fiber on resistance indicator of polytetrafluoroethylene / S. V. Kalinichenko, A.-M. V. Tomina, O. I. Burya, I. I. Nachovniy // Проблеми тертя та зношування. – 2021. – № 2. – С. 74–79.
3. PTFE Compression Molding Powder URL: <https://www.chinafluoropolymer.com/ptfe/ptfe-resin/ptfe-compression-molding-powder-for-sealing.html> Дата звернення: 10.12.23
4. The developing of tribotechnical organoplastic / O. I. Burya, S. V. Kalinichenko, A.-M. V. Tomina, I. I. Nachovniy // Problems of Tribology. – 2019. – N 1. – P. 31–34.
5. Види матриць (смоли). Використання матриць. URL: <https://www.youtube.com/watch?v=xnun2sMyKRI> Дата звернення: 16.11.23
6. Джурка Г. Ф. Полімерні композиційні матеріали / Джурка Г. Ф. – Полтава, 2008 – 58 с.
7. Исследование физико-механических характеристик графитопластов / А. И. Буря, С. В. Калиниченко, А. М.-В. Томина, Г. А. Баглюк // Вісник Нац. техн. ун-ту «ХПІ»: зб. наук. пр. Сер. : Механіко-технологічні системи та комплекси. – Харків : НТУ «ХПІ», 2017. – № 16 (1238). – С. 3–7.
8. Композитні та порошкові матеріали: навчальний посібник / П. П. Савчук, В. П. Кашицький, М. Д. Мельничук, О. Л. Садова ; за заг. ред. П. П. Савчука. [Рукопис] – Луцьк : Видавець: ФОП Теліцин О. В., 2017. – 368 с.
9. Твердження металів і металевих композицій: підруч. для студ. вищ. навч. закл. / В. О. Лейбензон [та ін.] ; [НАН України та ін.]. – Вид. 2-ге, доопр. – К. : Наукова думка, 2009. – 446 с.
10. Технології одержання металів та сплавів для ливарного виробництва: Навч. посібник / А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський, В. Г. Могилатенко / За ред. академіка НАН України В. Л. Найдека. – К. : Видавничий дім «Вініченко», 2016. – 224 с.

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2024**

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 17.06.2024. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 9,8
Тираж 300 прим. Зам. № 700

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019