

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 ДВІЧІ НА РІК

**№ 2'2022**

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя  
2022

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. Промтранспорти. Раціональне 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, Н. О. Савчук, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, Н. І. Висоцька

### Члени редколегії:

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

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

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

д-р техн. наук В. Г. Міщенко (ЗНУ), Україна

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

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

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

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

д-р техн. наук В. О. Богуслаєв (ВАТ «Мотор Січ»), 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 О. В. Овчинников (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

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

д-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

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

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

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

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

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

дос. Ing. Luboš Kašćák, PhD (Technical University of Košice), Словаччина

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

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

Рекомендовано до видання Вченою радою Національного університету «Запорізька політехніка», протокол № 3 від 28 листопада 2022 року.

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

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

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

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2022

By order of the Ministry of Education and Science of Ukraine N 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 BOARD

**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, K. Bondarchuk, N. Kobzar, N. Savchuk, N. Vysotska

### Members of the editorial board:

Dr. Sc. Vadim Shalomeev (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Ivan Volchok (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Michael Brykov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Valeriy Mishchenko (ZNU), Ukraine  
Dr. Sc. Nataliia Kalinina (DNU), Ukraine  
Dr. Sc. Sergiy Gomenyuk (ZNU), Ukraine  
Dr. Sc. Sergiy Grebenyuk (ZNU), Ukraine  
Dr. Sc. Dmytro Laukhin (PSABA), Ukraine  
Dr. Sc. Vyacheslav Boguslaev (JSC Motor Sich), 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. Olexander Ovchinnikov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Oleksiy Kachan (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine

Dr. Sc. Stepan Loskutov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Georgiy Slyn'ko (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Volodymyr Pozhnev (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Diana Glushkova (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  
PhD Peter Arras, (KU Leuven, Sint-Katelijne-Waver), Belgium  
Dr. tech. Sci. Yu. M. Vnukov (independent studies), USA  
Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Corresponding Member NAS of Kazakhstan G. Sh. Yar-Mukhamedova (Al-Farabi Kazakh National University)  
Doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Slovakia  
PhD, eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and MachineDesign), Poland

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

Recommended for publication by the Academic Council of the National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Protocol N 3, November 28, 2022.

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

**Computer design and layout:** Nataliia Savchuk

**Editorial address:** 69063, Zaporizhzhia, st. Zhukovsky, 64, tel. (061) 769-82-96, editorial and publishing department

E-mail: [rvv@zp.edu.ua](mailto:rvv@zp.edu.ua)

## ЗМІСТ

### I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

|  |    |
|--|----|
| <b>Ольшанецький В.Ю., Глотка О.А., Грешта В.Л., Хвостак В.В.</b><br>ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ СПРЯМОВАНОЇ<br>КРИСТАЛІЗАЦІЇ ОПТИМІЗАЦІЄЮ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ..... | 8  |
| <b>Нетребко В.В.</b><br>ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ НА ВМІСТ ХРОМУ У ЗОНАХ БІЛЯ<br>КАРБІДІВ ПІСЛЯ ВІДПАЛУ ПРИ 720 °С.....   | 13 |
| <b>Ольшанецький В.Ю., Степанова Л.П., Кононенко Ю.І., Скребцов А.А.</b><br>ПРО ВЗАЄМОДІЮ МІКРОЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ З МЕЖАМИ ПОДІЛУ ЗЕРЕН<br>ВИСОКОЧИСТИХ НІКЕЛЮ ТА ЗАЛІЗА.....          | 19 |
| <b>Вакуленко І.О., Плітченко С.О., Болотова Д.М., Перков О.М.</b><br>ЗВ'ЯЗОК МІЖ ПЕРЕРИВЧАСТОЮ ПЛАСТИЧНОЮ ТЕЧІЄЮ ТА ДЕФОРМАЦІЙНИМ ЗМІЦНЕННЯМ<br>НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ.....              | 24 |

### II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

|  |    |
|--|----|
| <b>Gluskova D., Volchuk V.</b><br>DETERMINATION OF THE OPTIMAL PARAMETERS OF LASER BORIDING TO IMPROVE THE WEAR<br>RESISTANCE OF PISTON RING.....  | 29 |
| <b>Popov S., Shumykin S., Laptieva N., Yuzhakov M.</b><br>INCREASING THE WEAR RESISTANCE OF HEAVY LOADED FRICTION UNITS OF ANTI-FRICTION<br>GAS THERMAL COATINGS.....  | 33 |
| <b>Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В.</b><br>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ ВИБІРКОВОГО<br>ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ (ВЛП) ТА ПОРІВНЯЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ<br>ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ AlSi10Mg РІЗНОГО СПОСОБУ ВИРОБНИЦТВА..... | 40 |
| <b>Сидорчук О.М.</b><br>ШТАМПОВА СТАЛЬ 4Х4Н5М4Ф2 (БЕЗ ОБРОБКИ КУВАННЯМ) ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ<br>АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ.....  | 46 |
| <b>Тьомкін Д.О., Клочихін В.В., Данілов С.М., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В.</b><br>ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ІТРІЄМ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ, ОТРИМАНИХ З<br>ВОРОТТЯ СПЛАВУ ЖС6У-ВІ.....   | 50 |
| <b>Tatarchuk T., Kravchuk Yu., Pelykh V.</b><br>ESTIMATION OF GAS-DYNAMIC PARAMETERS AT THE EXIT OF THE IMPELLER DURING<br>MODERNIZATION OF MI-2MSB FAN INSTALLATION.....  | 57 |

### III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

|   |    |
|---|----|
| <b>Шорінов О.В., Поливняний С.О.</b><br>ВИЗНАЧЕННЯ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЧАСТИНОК ПОРОШКУ Ni+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> В<br>НАДЗВУКОВОМУ СОПЛІ ПРИ ГАЗОДИНАМІЧНОМУ НАПИЛЮВАННІ АНАЛІТИЧНИМ<br>МЕТОДОМ..... | 64 |
|---|----|

|  |    |
|--|----|
| <b>Дядя С.І., Козлова О.Б., Кушнір Є.В., Карамушка Д.Р.</b><br>ДОСЛІДЖЕННЯ КОЛИВАНЬ ПРИ КІНЦЕВОМУ ФРЕЗЕРУВАННІ ТА ЇХ ВПЛИВ НА ФОРМУВАННЯ<br>ОБРОБЛЕНОЇ ПОВЕРХНІ..... | 71 |
|--|----|

## НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

|  |     |
|--|-----|
| <b>Гуляєва Л.В.</b><br>ПРО ЦІЛІ ОСВІТНЬОГО ПРОЦЕСУ З ФІЗИКИ В УМОВАХ ПІДГОТОВКИ МАЙБУТНІХ ІНЖЕНЕРІВ:<br>ПРАКТИЧНИЙ АСПЕКТ.....   | 78  |
| <b>Мітяєв О.А., Волчок І.П., Фролов Р.О., Повзло В.М., Петрашов О.С.</b><br>ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВТОРИННОГО СИЛУМІНУ АК12М2МГН<br>НАНОМОДИФІКУВАННЯМ.....                             | 88  |
| <b>Гуляєва Л.В., Толстов С.О., Скрипка О.С.</b><br>ВАРІАТИВНІСТЬ ОБРОБКИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ ЛАБОРАТОРНОГО ПРАКТИКУМУ...   | 93  |
| <b>Іванов В.Г., Матвейшин М.В., Каргінов В.П., Кудін В.В.</b><br>ВИЗНАЧЕННЯ ВМІСТУ ПРОЛІТИЧНОГО ВУГЛЕЦЮ У КАМ'ЯННОМУ ВУГІЛЛІ ТА<br>ПРОТИПРИГАРНИХ ДОБАВКАХ У ПІЩАНО-ГЛИНИСТІ СУМІШІ..... | 102 |
| <b>Ольшанецький В. Ю., Золотаревський І. В.</b><br>ПРО ОСОБЛИВОСТІ ФАЗОВИХ ПЕРЕХОДІВ В ТЕРМОДИНАМІЧНІЙ СИСТЕМІ Fe-Ni.....  | 107 |

# CONTENTS

## I STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

|  |    |
|--|----|
| <b>Ol'shanetskii V., Glotka O., Greshtha V., Khvostak V.</b><br>IMPROVING THE PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS OF DIRECTED<br>CRYSTALLIZATION BY OPTIMIZING THE CHEMICAL COMPOSITION ..... | 8  |
| <b>Netrebko V.</b><br>INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF HIGH-CHROMIUM CAST IRON<br>ON THE CONTENT OF CHROMIUM IN NEAR-CARBIDE ZONES AFTER ANNEALING<br>AT 720 °C .....                    | 13 |
| <b>Ol'shanetskii V., Stepanova L., Kononenko Yu., Skrebtsov A.</b><br>ON THE INTERACTION OF ALLOYING ELEMENTS WITH GRAIN BOUNDARIES OF HIGH-PURITY<br>NICKEL AND IRON .....                      | 19 |
| <b>Vakulenko I., Plitchenko S., Bolotova D., Perkov O.</b><br>RELATION BETWEEN DISCONTINUOUS PLASTIC FLOW AND STRAIN HARDENING OF THE LOW-<br>CARBON STEEL.....                                  | 24 |

## II TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

|   |    |
|---|----|
| <b>Gluskova D., Volchuk V.</b><br>DETERMINATION OF THE OPTIMAL PARAMETERS OF LASER BORIDING TO IMPROVE THE WEAR<br>RESISTANCE OF PISTON RING .....  | 29 |
| <b>Popov S., Shumykin S., Laptieva H., Yuzhakov M.</b><br>INCREASING THE WEAR RESISTANCE OF HEAVY LOADED FRICTION UNITS OF ANTI-FRICTION<br>GAS THERMAL ATINGS.....   | 33 |
| <b>Adjamskiy S., Kononenko G., Podolskiy R.</b><br>INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF SPECIMEN MANUFACTURING PARAMETERS BY THE<br>SELECTIVE LASER MELTING (SLP) METHOD AND COMPARATIVE STUDIES OF THE<br>MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY AlSi10Mg..... | 40 |
| <b>Sydorchuk O.</b><br>DIE STEEL 4X4H5M4Φ2 (WITHOUT FORGING TREATMENT) FOR HOT DEFORMATION OF<br>ALUMINUM LLOY.....   | 46 |
| <b>Tomkin D., Klochikhin V., Danylov S., Pedash O., Naumyk O., Naumyk V.</b><br>THEINFLUENCE OF MODIFICATION WITH YTTRIUM ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF<br>CASTINGS OBTAINED FROM THE ЖС6Y-BI ALLOY RETURN.....  | 50 |
| <b>Tatarchuk T., Kravchuk Yu., Pelykh V.</b><br>ESTIMATION OF GAS-DYNAMIC PARAMETERS AT THE EXIT OF THE IMPELLER DURING<br>MODERNIZATION OF MI-2MSB FAN INSTALLATION.....   | 57 |

## III MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

|  |    |
|--|----|
| <b>Shorinov O., Polyvianyi S.</b><br>DETERMINATION OF ENERGY PARAMETERS OF Ni+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> POWDER PARTICLES IN A<br>SUPERSONIC NOZZLE DURING COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING USING THE ANALYTICAL<br>METHOD..... | 64 |
| <b>Dyadya S., Kozlova O., Kushnir E., Karamushka D.</b><br>RESEARCH OF OSCILLATIONS DURING END-MILLING AND THEIR INFLUENCE ON THE<br>FORMATION OF THE MACHINED SURFACE .....   | 71 |

## SCIENTIFIC AND TECHNICAL INFORMATION

|   |     |
|---|-----|
| <b>Hulyaeva L.</b><br>ON THE GOALS OF THE EDUCATIONAL PROCESS IN PHYSICS IN THE CONDITIONS OF TRAINING<br>FUTURE ENGINEERS: A PRACTICAL ASPECT.....                   | 78  |
| <b>Mityaev O. Volchok I. Frolov R. Povzlo V. Petrashov O.</b><br>IMPROVEMENT OF SECONDARY SILUMIN AK12M2MGH BY NANO-MODIFICATION .....                                | 88  |
| <b>Hulyaeva L., Tolstov S., Skrypka O.</b><br>VARIABILITY OF EXPERIMENTAL DATA PROCESSING LABORATORY PRACTICUM .....  | 93  |
| <b>Ivanov V., Matveishyn M., Kargynov V., Kudin V.</b><br>DETERMINATION OF PYROLYTIC CARBON CONTENT IN COAL AND OVER-BOUNDARY<br>ADDITIVES IN SAND-CLAY MIXTURE ..... | 102 |
| <b>Ol'shanetskii V., Zolotarevsky I.</b><br>ON THE PECULIARITIES OF PHASE TRANSITIONS IN THE Fe-Ni THERMODYNAMIC SYSTEM.....  | 107 |

# І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

## ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ОПТИМІЗАЦІЄЮ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

|                    |  |
|--------------------|--|
| Ольшанецький В. Ю. | д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olshan@zpu.edu.ua;     |
| Глотка О. А.       | канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: glotka-alexander@ukr.net; |
| Грешта В. Л.       | канд. техн. наук, професор, ректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: greshta@zpu.edu.ua;   |
| Хвостак В. В.      | аспірант, Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: khvostak@ukr.net   |

**Мета роботи.** Полягає у встановленні впливу хімічного складу на тип, хімічний склад та морфологію первинних карбідів жароміцного нікелевого сплаву, що дозволяє збільшити експлуатаційні властивості деталей шляхом структури карбідної складової.

**Методи дослідження.** Моделювання процесів здійснювалось методом CALPHAD. Вихідними даними були хімічні склади модельних сплавів з різною концентрацією карбідоутворюючих елементів. Результатом обчислення були хімічні склади карбідів, що виділяються у відповідних системах. Експериментальні значення оброблялися статистичними методами з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» та встановленням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності.

**Отримані результати.** Встановлено закономірності впливу хімічного складу металу на морфологію карбідів типу МС. Показано, що залежно від введених хімічних елементів у системі можуть змінюватись основа карбідів, що викликає зміну їх форми та збільшення тріщиностійкості матеріалу. Показано, що отримані залежності тісно корелюють з металографічними дослідженнями сплавів цього класу.

**Наукова новизна.** Встановлені залежності впливу варіювання хімічного складу багатокомпонентної системи Ni-Cr-Co-Al-W-Re-Ta-Mo-Nb-C на хімічний склад та морфологію карбідів. Це дає змогу змінювати основу карбідів, їх склад та морфологію, цим самим покращуючи механічні властивості матеріалу, перш за все втомні та жароміцні характеристики.

**Практична цінність.** Запропоновано ефективне рішення по встановленню структурно-фазового стану жароміцних нікелевих сплавів шляхом оптимізації їх хімічного складу, що дало змогу підвищити експлуатаційні властивості матеріалу. Встановлені залежності можуть бути використані при оптимізації складу промислових жароміцних ливарних нікелевих сплавів та при розробці нових композицій.

**Ключові слова:** жароміцні нікелеві сплави спрямованої кристалізації, хімічний склад, морфологія, карбіди, об'ємний вміст карбідів.

### Вступ

Розробка нових і оптимізація існуючих ливарних жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів цивільного та військового призначення, є важливою науково-технічною проблемою. З огляду на чутливість структурних складових до концентрації легуючих елементів, виникають труднощі в оцінці очікуваного комплексу властивостей виробів від хімічного складу або структурно-фазового стану [1–5].

Для сучасних газотурбінних двигунів важконавантажнені деталі мають складну форму, що збільшує напруження в середині виробу. Тому, форма та розмір структурних складових жароміцних сплавів повинна мати сприятливу морфологію та не зосереджувати напруження на малокутових межах поділу. Карбіди типу МС виділяються в рідкому стані і вплинути на їх форму та розмір можливо лише зміною технологією литва, однак на виробництві це зробити складно, тому висунуті рекомендації по оптимізації хімічного складу сплаву, який впливає на тип, хімічний склад та морфологію карбідів [6–8].



Основною метою цієї роботи є встановлення специфіки впливу легуючих елементів на хімічний склад, тип та морфологію первинних карбідів в структурі багатокомпонентної системи типу Ni-Cr-Co-Al-W-Re-Ta-Mo-Nb-C.

### Матеріал і методика дослідження

Моделювання термодинамічних процесів, що протікають при кристалізації (охолодженні) або нагріванні в структурі сплавів здійснювалися методом CALPHAD. В багатокомпонентній системі (Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C) діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимальної і мінімальної кількості елемента, що вводиться в жароміцні нікелеві сплави (ЖНС). Таким чином, для дослідження було обрано карбідоутворюючі елементи, що входять до карбідів типу MC, в наступних діапазонах легування (% по масі): вуглець 0,02–0,2; тантал 0,5–12; ніобій 0,1–4.

Експериментально склад карбідів визначали на електронному мікроскопі РЕМ-106ІІ з використанням системи енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Даним методом вивчали морфологію та хімічний склад карбідів в структурі сплаву. Переведення значень якісного в кількісний аналіз здійснювали автоматично за програмою приладу. Відносна похибка методу становить  $\pm 1\%$  (по масі). Результати розрахунків типу карбідів і їх хімічного складу порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою електронної мікроскопії.

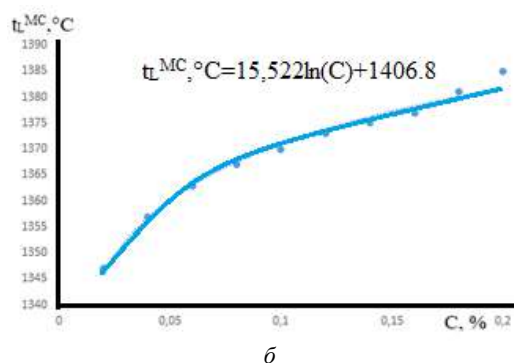
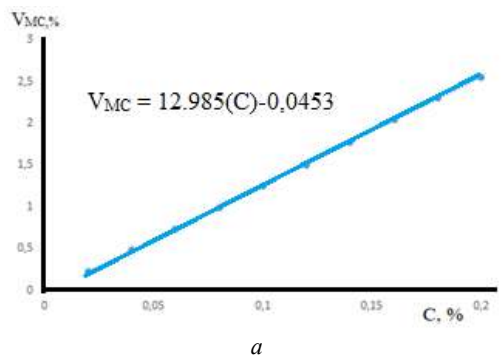
Результати дослідження обробляли статистичними методами з встановленням кореляційних залежностей типу «параметр-властивості» у вигляді математичних рівнянь математичних моделей, які оптимально описують ці залежності. Отримані залежності мають досить високі коефіцієнти критерію кореляції  $R^2 \geq 0,85$  і можуть використовуватися для прогнозуючих розрахунків зазначених показників з відносною похибкою близько 4 %.

### Результати дослідження та їх обговорення

Вивчення виділення фаз в процесі кристалізації дослідженої системи проводили в температурному діапазоні 1600–20 °С, за цих температур найбільш імовірним є виділення основних фаз в наступному порядку: карбіди типу MC;  $\gamma$ - твердий розчин; евтектика  $\gamma + \gamma'$ ; інтерметаліди типу  $\gamma'$ - фази на основі (Ni<sub>3</sub>Al); карбіди типу M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Оскільки на карбіди типу M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> можливо вплинути термічною обробкою і змінити їх морфологію, то подальша робота буде присвячена карбідам MC, хімічний склад, морфологію та тип яких можливо змінити технологією литва та хімічним складом сплаву.

На рис. 1а показано, що в структурі об'ємна частка первинних карбідів MC залежить від вмісту вуглецю в складі сплаву і оптимально описується лінійною функцією. Вплив вуглецю на кількість карбідів типу MC показано на рис. 1в, з, де представлені мікроструктури сплаву з різним вмістом вуглецю. У той же

час, на (рис. 1б) показано, що вплив вуглецю на температуру  $t_L^{MC}$  розчинення (або виділення) карбідів типу MC має складний характер і оптимально описується логарифмічними рівняннями (табл. 1).



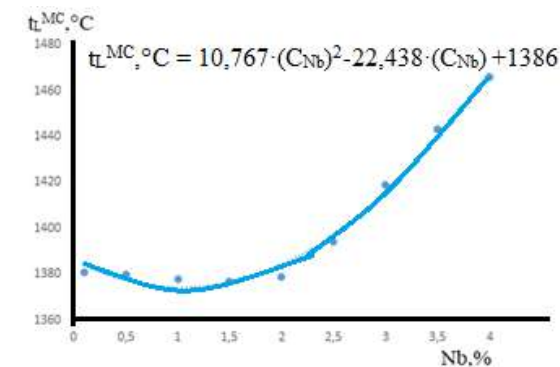
× 500



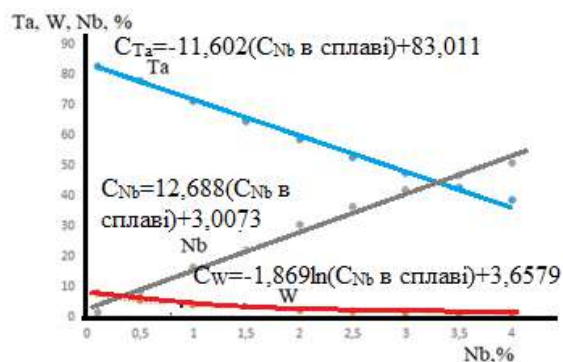
× 200

Рис. 1. Зміна кількості карбідів типу MC (а) і температури розчинення карбідів MC (б) від вмісту вуглецю в сплаві та карбіди в жароміцному нікелевому сплаві з 0,08 (в) та 0,18 (з) вуглецю

Ніобій, як сильний карбідоутворюючий елемент, з танталом формує первинний карбід MC на змішаній основі. Ніобій впливає на температуру утворення первинних карбідів (рис. 2), підвищуючи по параболічній залежності, що пояснюється змінами сил міжатомних зв'язку в цих виділеннях.



а



б

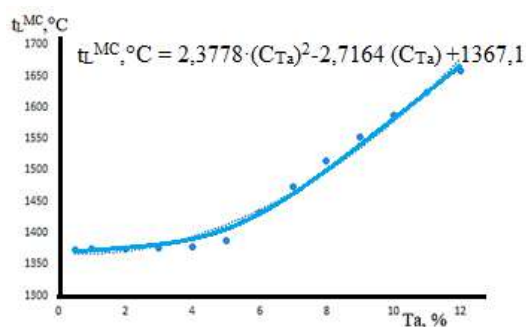
**Рис. 2.** Температурна залежність розчинення (виділення) карбідів типу MC (а); кількість танталу, вольфраму та ніобію в MC карбіді (б) від вмісту ніобію в складі сплаву

На (рис. 2б) показано, що зі збільшенням вмісту ніобію в сплаві зростає його концентрація в первинному карбіді і перевищує концентрацію танталу в карбіді при вмісті ніобію в сплаві більше 3 %. Так вміст танталу в карбіді MC знижується з 82,96 % до 38,57 %, а вольфраму з 7,64 % до 1,1 %, що призводить до утворення карбиду на основі ніобію.

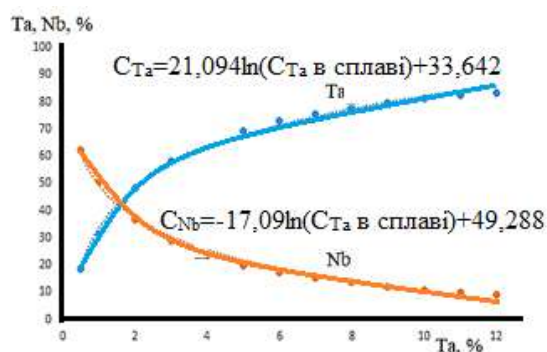
Зміна вмісту ніобію в сплаві не впливає на хімічний склад вторинного карбиду. Середній вміст легуючих елементів в  $M_{23}C_6$  знаходиться на рівні: 61,97Сr-9,3Ni-6,03Mo-7,1Co-4,9C-10,7W.

Тантал, маючи потужну карбідоутворюючу здатність, формує первинні карбіди MC; при цьому він позитивно впливає як на жароміцність, так і корозійну стійкість жароміцних нікелевих сплавів. При незначному введенні в сплав танталу (0,5 %) спостерігається його підвищення і в складі первинного карбиду MC до 18,5 %. Встановлено підвищення танталом температури розчинення (виділення) первинних карбідів MC, що оптимально описується параболічною залежністю.

Розрахунково встановлено, що при 2 % танталу в сплаві, карбід MC змінює свою основу і стає карбідом на основі танталу (рис. 3), причому зміна оптимально описується логарифмічною функцією.



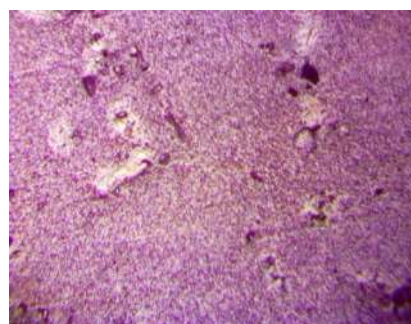
а



б



б



z

**Рис. 3.** Залежність температури розчинення карбідів MC (а), кількості танталу та ніобію в карбіді MC (б) від вмісту вуглецю в сплаві та морфологія карбідів типу NbC (б) і TaC (z)

При цьому спостерігається зниження за вказаними залежностями вмісту ніобію, вольфраму і молібдену. Перехід карбіду МС в карбід на основі танталу призводить до збільшення міжатомних зв'язків, що сприяє збільшенню температури розчинення (виділення) карбіду. Зміна вмісту танталу в сплаві не впливає на хімічний склад вторинних карбідних фаз.

Отже, отримані залежності тісно корелюють з практичною металографією отриманою на промислових жароміцних нікелевих сплавах, що виготовлені за стандартною технологією.

### Висновки

1. На основі комплексного підходу, для багатокомпонентних жароміцних сплавів отримані залежності, що дозволяють прогнозувати хімічний склад карбідів за хімічним складом сплаву, це дозволило реалізувати рішення задачі розрахункового прогнозування складу карбідів за хімічним складом сплаву, що підтверджено отриманими експериментальними даними.

2. Встановлено залежності впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) карбідів в сплаві системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C. Показано, що зміни в ході кривих залежності температури від вмісту елемента тісно корелюють з термодинамічними процесами, що дає змогу корегувати режими термічного оброблення сплавів.

3. Показано, що при підвищенні сумарної концентрації карбідоутворюючих елементів, ускладнюється і хімічний склад карбідів. При концентрації більше 2 % мас. Та в сплаві, в карбіді МС вміст танталу перевищує над вмістом ніобію, це так само призводить до зниження концентрації вольфраму і молібдену в карбіді. Виявлено, що при концентрації ніобію більше 3 % мас. в сплаві його вміст в первинному карбіді перевищує вміст танталу і карбід стає на основі Та. Таким чином,

легувальні елементи впливають на морфологію, розмір та кількість карбідів в системі.

### Список літератури

1. Balyts'kyi O. I. Pitting corrosion of 12Kh18AG18Sh steel in chloride solutions / Balyts'kyi O. I., Krokmal'nyi O. O. // *Materials Science*, Vol. 35, N 3, 389–394 (1999). <https://doi.org/10.1007/BF02355483>
2. Balyts'kyi O. I. Evaluation of the Influence of Hydrogen on the Mechanical Characteristics of Complexly Alloyed Nickel Alloys / Balyts'kyi, O. I. Mochul's'kyi, V. M. & Ivas'kevych L. M. // *Mater Sci* 51, 538–547 (2016). <https://doi.org/10.1007/s11003-016-9873-9>
3. P.A.J. Bagot / P.A.J. Bagot O.B.W. Silk J.O. Douglas S. et al. // *Acta Mater.*, 2017, Vol. 125. – P. 156–65. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.053>
4. Berthod P., Heil C. and Aranda L.: *J. Alloys Compd.* 504, 243 (2010) <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.05.101>
5. Moroz A. N. *Met Sci Heat Treat.* 57. – P. 264–267 (2015). <https://doi.org/10.1007/s11041-015-9872-8>
6. Hu, Z., Qin, C., Chen, X. et al. Chemical-Mechanical Polishing of Cemented Carbide Insert Surface for Extended Tool Life in Turning of GH4169 Nickel-Based Superalloy. *Int. J. Precis. Eng. Manuf.* 21, 1421–1435 (2020). <https://doi.org/10.1007/s12541-020-00347-3>
7. O. A. Glotka and S. V. Haiduk, Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, N 6: 869–884 (2020) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.42.06.0869
8. Taheri, M., Halvae, A. & Kashani-Bozorg, S.F. Effect of Pre- and Post-weld Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of GTD-111 Superalloy Welds. *Met. Mater. Int.* (2019). <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00465-2>

Одержано 21.09.2022

## IMPROVING THE PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS OF DIRECTED CRYSTALLIZATION BY OPTIMIZING THE CHEMICAL COMPOSITION

Ol'shanetskii V.

Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: olshan@zp.edu.ua;*

Glotka O.

Ph. D., Associate Professor of the Department of Physical Material Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: glotka-alexander@ukr.net;*

Greshta V.

Ph. D., Professor, Rector, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: greshta@zp.edu.ua;*

Khvostak V.

Post-Graduate student, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: khvostak@ukr.net*

**Purpose.** It consists in establishing the influence of the chemical composition on the type, chemical composition and morphology of the primary carbides of the nickel-based superalloy, which allows to increase the operational properties of the parts through the structure of the carbide component.

**Research methods.** Process modeling was carried out using the CALPHAD method. The initial data were the chemical compositions of model alloys with different concentrations of carbide-forming elements. The result of the calculation was the chemical composition of the carbides released in the corresponding systems. The experimental values were processed by statistical methods to obtain correlation dependencies of the “parameter-property” type and establish mathematical equations of regression models that optimally describe these dependencies.

**Results.** The regularities of the effect of metal chemical composition on the morphology of carbides of MC type have been established. It is shown that depending on chemical elements introduced in the system, the basis of carbides can change, which causes a change in their shape and an increase in the crack resistance of the material. It is shown that the obtained dependences are closely correlated with metallographic studies of alloys of this class.

**Scientific novelty.** The dependences of the influence of the chemical composition variation of the multicomponent system Ni-Cr-Co-Al-W-Re-Ta-Mo-Nb-C on the chemical composition and morphology of carbides have been established. This makes it possible to change the basis of the carbides, their composition and morphology, thereby improving the mechanical properties of the material, especially fatigue and heat-resistant characteristics.

**Practical value.** An effective solution for establishing the structural-phase state of nickel-based superalloys by optimizing their chemical composition is proposed, which made it possible to improve the operational properties of the material. The established dependencies can be used in the optimization of the composition of industrial cast nickel-based superalloys and in the development of new compositions.

**Key words:** nickel-based superalloys of directional crystallization, chemical composition, morphology, carbides, volume content of carbides.



УДК. 669.15

## ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ВИСОКОХРОМИСТОГО ЧАВУНУ НА ВМІСТ ХРОМУ У ЗОНАХ БІЛЯ КАРБІДІВ ПІСЛЯ ВІДПАЛУ ПРИ 720 °С

Нетребко В. В.

д-р техн. наук, доцент, професор кафедри «Обладнання та технологія зварювального виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: [olgavvn@ukr.net](mailto:olgavvn@ukr.net)

**Мета роботи.** Підвищення корозійної стійкості зносостійких високохромистих матеріалів, що працюють в умовах рідкого абразивного середовища, дозволяє збільшити експлуатаційну стійкість виробів з цих ма-теріалів, що є важливим завданням матеріалознавства. Однією з основних причин виникнення руйнівних корозій-них процесів є нерівномірність розподілу хрому в металевій основі, що призводить до утворення мікрогаль-ванічних пар на поверхні деталей, що знаходяться в електролітичному середовищі. Створення зносостійких високохромистих сплавів, в металевій основі яких не утворюються мікрогальванічні пари, є перспективним напрямком підвищення корозійної стійкості таких матеріалів. Дослідження процесів розподілу хрому після те-рмічної обробки деталей з високохромистих чавунів, а саме формування зон металевої основи біля карбідів було здійснено.

**Методи дослідження.** Аналітичний огляд публікацій. Металографічний, мікроструктурний та локальний мікро-рентгеноспектральний аналізи. Математичне модулювання процесів.

**Отримані результати.** Виявлено, що в процесі термічної обробки в високохромистих чавунах утворюються структури із значною ліквідацією хрому. Встановлено, що після відпалу вливок при 720 °С мінімальний вміст хрому в металевій основі спостерігається у зонах біля карбідів, а максимальний у центральних частинах зерен. Наявність в металевій основі зон із вмістом хрому більше 12 % (позитивний потенціал) і менше 12 % (негативний потенціал) призводить до утворення мікрогальванічних пар, що є головною причиною пришвидшення корозійного руйнування. Визначена залежність вмісту хрому в зонах біля карбідів після відпалу при 720 °С від хімічного складу чавуну.

**Наукова новизна.** Запропоновано математичну модель визначення вмісту хрому в зонах біля карбідів після відпалу при 720 °С з витримкою 9 годин від хімічного складу чавуну в системі Fe-C-Cr-Mn-Ni. Це дозволяє прогнозувати вміст хрому у зонах біля карбідів та запобігати утворенню мікрогальванічних пар.

**Практичне значущість.** Отримана залежність (математична модель) може бути використана при розробці складів високохромистих зносостійких чавунів, з підвищеною корозійною стійкістю та оброблюваністю різанням.

**Ключові слова:** високохромистий чавун, металева основа, карбіди, розподіл хрому, корозія.

### Вступ

Високохромисті чавуни мають значну твердість, що визначає їх застосування як зносостійких матеріалів, що експлуатуються в умовах інтенсивного абразивного зношування у різних середовищах. Вироби з цих матеріалів використовуються у стані литва, або після термічної обробки, що призначається для зняття ливарних напружень або придання певних механічних властивостей. Структура високохромистих чавунів є визначальною для механічних та експлуатаційних властивостей виробів з цих матеріалів. Термодинамічна нестабільність структури (хімічна неоднорідність фаз), призводить до утворення мікро-гальванічних пар, що сприяє виникненню корозійних процесів та пришвидшує руйнування деталей. Формування структури високохромистих чавунів відбувається під час кристалізації вливу, охолодження його у ливарній формі та термічній обробці. Кристалізація сплавів відбувається в інтервалі температур за постійної зміни хімічного складу чавуну. Тобто центральні частини

кристалів мають хімічний склад відмінний від поверхневих. В процесі охолодження вливу у формі та термічній обробці відбувається термодинамічна стабілізація фаз шляхом перерозподілу елементів між фазами та зменшенням хімічної ліквідації в середині фаз.

### Постановка задачі

Побудова математичної моделі вмісту хрому в металевій основі чавунів у зонах біля карбідів в системі Fe-C-Cr-Mn-Ni після відпалу при 720 °С.

### Огляд літератури

Створення зносостійких сплавів з підвищеною корозійною стійкістю є важливим напрямком у сучасному матеріалознавстві. Швидкість руйнування (зношування та корозія) деталей з високохромистих чавунів визначається структурою цих матеріалів, кількістю та типом карбідної фази, а також розподілом елементів в металевій основі [1–5]. Процеси корозійного руй-

нування визначаються вмістом хрому в металевій основі чавуну, а також можливістю виникнення мікрогальванічних пар, що призводять до електрохімічної корозії [6]. Нерівномірність розподілу хрому, а саме наявність в металевій основі зон із вмістом хрому до 12 % (негативний потенціал) і понад 12 % (позитивний потенціал) призводить до виникнення мікрогальванічних пар у електролітичному середовищі, що пришвидшує корозійне руйнування. [7, 8].

Як показали дослідження з аналізу розподілу елементів [9–11], фази високохромистих чавунів (карбіди та металева основа), що утворилися за первинної кристалізації, мають не тільки значну хімічну неоднорідність, а й структурну (шаруваті карбіди). Фази із значною хімічною ліквіацією є термодинамічно нестійкими. Відповідно зміни температури і тиску за певний період часу сприяють термодинамічній стабілізації фази. В процесі охолодження виливку в ливарній формі (до 600 °C) та термічній обробці відбувається перерозподіл елементів і навіть зміни у структурі:  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  перетворення, перетворення карбідні (зміна типу) [12–14].

Наявність у складі чавуну декількох карбідоутворюючих елементів призводить до появи карбідів складного хімічного складу, наприклад  $(Cr, Mn, Fe, Ni)_7C_3$  [14]. За термодинамічної стабілізації фаз (охолодження у формі, термічна обробка) відбувається перерозподіл елементів між карбідами і металевій основі [14, 15]. Атоми елементів із більшою спорідненістю до вуглецю заміщують в карбідах атоми елементів із меншою спорідненістю, з урахуванням масштабного фактору (кількості елементу у складі чавуну). Таким чином, в металевій основі біля карбідів вміст хрому зменшується, а марганцю заліза та нікелю збільшується. Схема процесу перерозподілу елементів між карбідами і металевою основою показано на рис. 1.

Невисокі температури відпалу (до 720 °C) та обмеженість термічної обробки у часі не дозволяють отримати рівномірний розподіл хрому у металевій основі. Таким чином, біля карбідів утворюються зони металевої основи із меншим вмістом хрому у порівнянні із центральними частинами зерен.

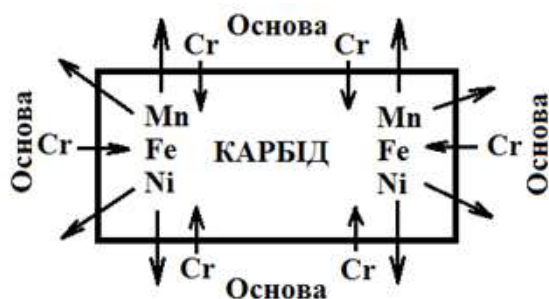


Рис. 1. Схема процесу перерозподілу карбідоутворюючих елементів

Легування високохромистих чавунів карбідоутворюючими елементами (Mn) або тими, що впливають на розчинність вуглецю в металевій основі (Ni) впливає на вміст хрому в зонах біля карбідів [14, 16].

### Матеріали і методи

Досліджувані чавуни із вмістом 1,1...3,9 % вуглецю, 11,4...25,6 % хрому; 0,6...7,8 % марганцю, 0,2...3,0 % нікелю та 0,8...1,2 % кремнію виплавляли в індукційній печі ємністю 60 кг та розливали за температури 1390...1410 °C. Маса виливку становила 50 кг. Для побудови математичної моделі залежності вмісту хрому в зонах біля карбідів від хімічного складу чавуну в системі Fe-C-Cr-Mn-Ni після відпалу при 720 °C з витримкою 9 годин використали методи математичної статистики. Матриця дрібного факторного експерименту  $2^{4+1}$  наведена у таблиці 1.

Таблиця 1 – Рівні та інтервали варіювання факторів до плану  $2^{4+1}$

| Рівні варіювання факторів |                | Фактори |       |      |      |
|---------------------------|----------------|---------|-------|------|------|
|                           |                | C,%     | Cr,%  | Mn,% | Ni,% |
| Базовий                   | 0              | 2,50    | 18,50 | 3,00 | 1,60 |
| Інтервал                  | $\Delta$       | 1,00    | 5,00  | 1,70 | 1,00 |
| Зоряне плече              | 1,414 $\Delta$ | 1,41    | 7,07  | 2,40 | 1,41 |
| Верхні рівні              | +1             | 3,50    | 23,50 | 4,70 | 2,60 |
|                           | +1,414         | 3,91    | 25,57 | 5,40 | 3,01 |
| Нижні рівні               | -1             | 1,50    | 13,50 | 1,30 | 0,6  |
|                           | -1,414         | 1,09    | 11,43 | 0,60 | 0,19 |

Хімічний склад металевої основи визначали на мікроскопі РЕМ 106И в локальних точках, на відстані 1...1,5 мкм від карбідів. На рис. 2 показано місця вимірювання хімічного складу у локальних зонах.

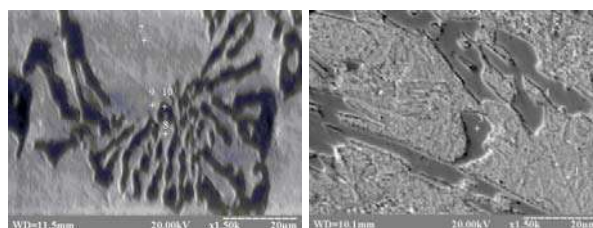


Рис. 2. Місця вимірювання хімічного складу у локальних зонах

Регресійна залежність була отримана з використанням методу мінімізації квадратів відхилень функції. Дисперсійний аналіз отриманої залежності проводили відповідно до стандартних методик із використанням критеріїв: адекватності  $F$  – критерій (Фішера); значущості  $t$  – критерій (Стюдента) та відтворення  $G$  – критерій (Кохрена)

## Результати

Аналіз хімічного складу карбідної фази чавуну, що містив 2,31 % С, 20,37 % Cr, 7,75 % Mn, 1,53 % Ni та 0,86 % Si виявив, що у стані литва карбіди містили 45,43...51,46 % Cr, 7,77...9,67 % Mn, 0,01...0,19 % Ni та 0,37...0,77 % Si, а після відпалу при 720 °С вміст Cr в карбідах збільшився та становив 51,70...58,27 %, а інших елементів зменшився і склав для Mn 5,26...7,17 %, Ni до 0,01 % та Si до 0,02 %. В зонах біля карбідів вміст хрому після відпалу зменшився з 9,73...10,58 до 7,44...9,27 %. Відповідно, вміст марганцю збільшився з 5,98...7,12 % до 6,67...7,92 %.

За результатами аналізу цих даних можливі наступні висновки:

- за первинної кристалізації утворюються термодинамічно нестабільні фази, що мають значну кількість атомів Mn, Si та Ni;

- марганець, що має проміжну між Cr і Fe спорідненість до С конкурує із хрому та частково заміщує його в карбідах;

- за відпалу вміст Cr в карбідах зростає, а Mn та інших карбідоутворюючих елементів зменшується, що призводить до зниження концентрації Cr в металевій основі біля карбідів за збільшення кількості Mn та інших карбідоутворюючих елементів.

Застосування методів математичної обробки експериментальних даних дозволило визначити регресійну залежність концентрації хрому у зонах металевої основи біля карбідів ( $Cr_{осн}^{720}$ ) від вмісту в чавуні С, Cr, Mn та Ni після відпалу при 720 °С з витримкою 9 годин, що відповідає критеріям: адекватності, значущості та відтворення.

Залежність вмісту хрому в металевій основі біля карбідів ( $Cr_{осн}^{720}$ ) від кількості в чавуні С, Cr, Mn та Ni описується рівнянням:

$$Cr_{осн}^{720} = 10,445 - 2,736C - 0,972Mn + 2,019Ni + 0,005C^2 + 0,001Mn^2 + 0,018Cr^2 - 0,007Ni^2 + 0,184CMn - 0,002CCr + 0,037MnCr - 0,145CrNi - 0,004(Cr/C)$$

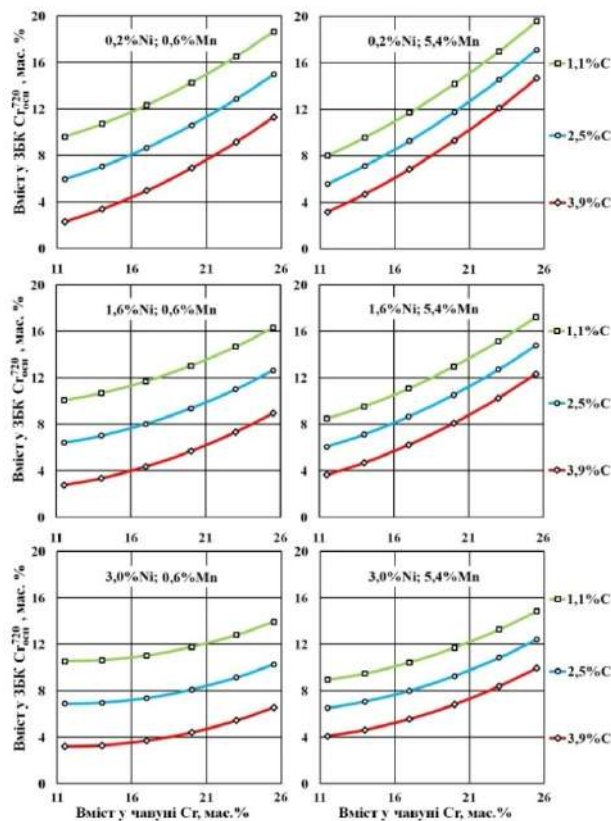
Мінімальне та максимальне значення коефіцієнта  $Cr_{осн}^{720}$  наведено в табл. 2.

**Таблиця 2** – Склади чавунів із мінімальним та максимальним значення  $Cr_{осн}^{720}$

| Параметр                  | Рівень |       | Вміст елементів, мас. % |       |      |      |
|---------------------------|--------|-------|-------------------------|-------|------|------|
|                           |        |       | C                       | Mn    | Cr   | Ni   |
| $Cr_{осн}^{720}$ , мас. % | min    | 2,22  | 3,91                    | 11,43 | 0,6  | 0,19 |
|                           | max    | 19,69 | 1,09                    | 25,57 | 5,40 | 0,19 |

Аналіз даних таблиці 2 показав, що максимальна кількість хрому в зонах біля карбідів спостерігалася за максимального вмісту Cr і Mn та мінімальної кількості С (карбідів) і Ni. Вплив хрому і вуглецю є зрозумілим і не потребує пояснення. Вплив Mn, пояснюється тим,

що він частково заміщує Cr в карбідах і відповідно вивільнена частка Cr збільшує його концентрацію в металевій основі. За малих концентрацій Ni знаходиться в твердому розчині із необмеженою розчинністю Cr і впливає на процеси розподілу елементів. Збільшення в чавуні Ni сприяє утворенню аустеніту, що має обмежену розчинність хрому 13 %. Вплив Cr та Mn на вміст хрому в основі біля карбідів після відпалу за різних рівнів інших елементів показано на рис. 3 та рис. 4.



**Рис. 3.** Впливу Cr на показник  $Cr_{осн}^{720}$  на різних рівнях C, Mn та Ni

Наведені залежності підтверджують попередні висновки. Хром в чавунах розподіляється на дві частини: частина, що зв'язана в карбідах і частина, що розчинена в металевій основі. Збільшення вмісту хрому в чавуні збільшує його концентрацію в зонах біля карбідів не залежно від вмісту інших легувальних елементів.

Позитивний вплив Mn на зростання концентрації Cr в зонах біля карбідів не спостерігається при мінімальній кількості хрому та нікелю незалежно від кількості вуглецю. За збільшення вмісту хрому позитивний вплив марганцю зростає особливо при підвищенні кількості вуглецю (карбідів). Збільшення карбідної фази підвищує конкретність марганцю як елемента, що утворює карбіди та зменшує частку хрому, що знаходиться в карбідах, відповідно підвищуючи частку хрому розчиненого в металевій основі.



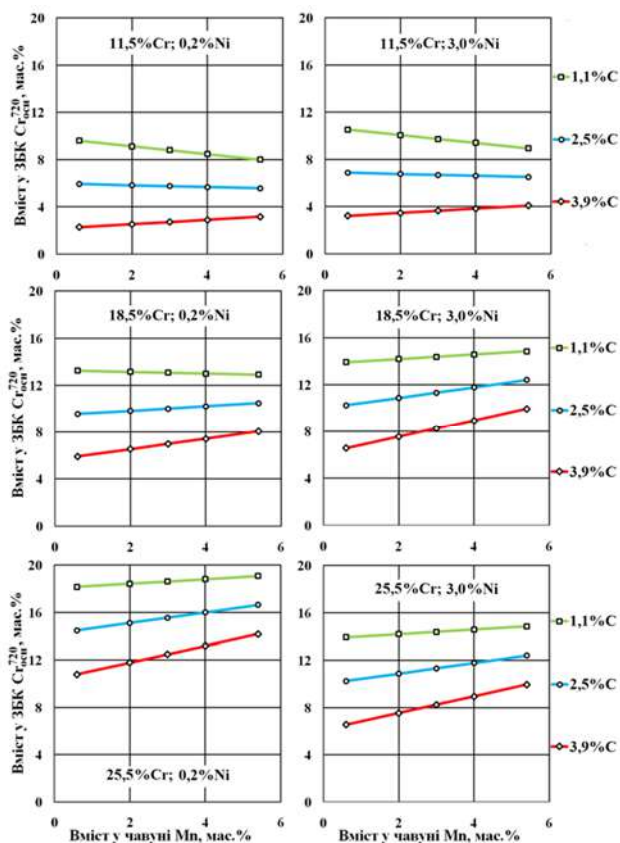
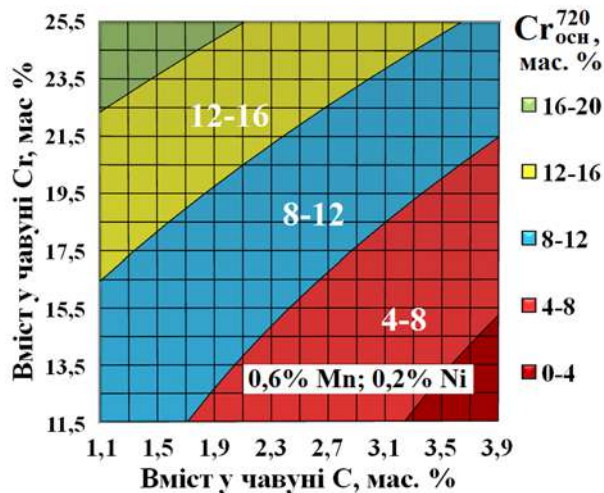


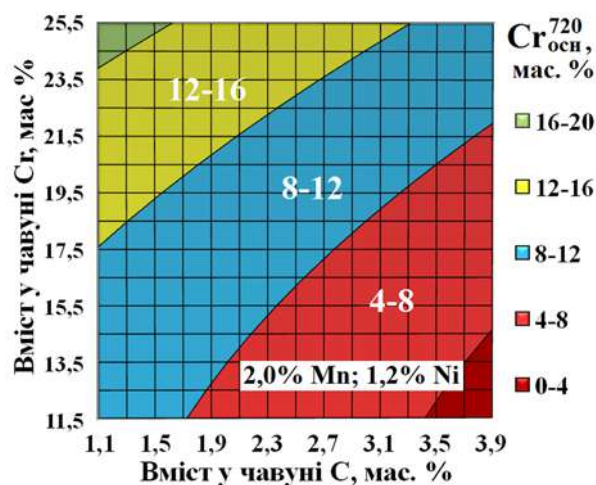
Рис. 4. Впливу Mn на показник  $Cr_{осн}^{720}$  на різних рівнях C, Cr та Ni

Отримана математична модель дозволяє визначати оптимальний вміст хрому та вуглецю при заданих кількостях марганцю та нікелю. Наприклад, у виробках, що потребують механічної обробки вміст марганцю обмежується на рівні двох відсотків [17], а вміст нікелю обмежується його розчинності у фериті на рівні 1,2%. На рис. 5 показані перетини математичної моделі на різних рівнях марганцю і нікелю, що дозволяють визначити оптимальний вміст хрому та вуглецю для чавунів різного призначення та різних системах легування Fe-C-Cr-Mn-Ni, Fe-C-Cr-Mn та Fe-C-Cr.

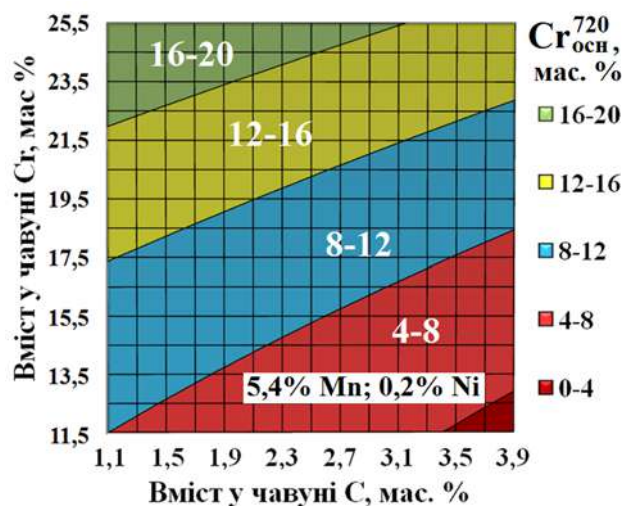
Перетин 5а (див рис. 5) дозволяє визначати вміст Cr та C для зносостійких чавунів з підвищеною корозійною стійкістю. Перетин 5б (див рис. 5) дозволяє визначати вміст Cr та C для виробу з високохромистих чавунів що потребують механічної обробки. Перетин 5в (див рис. 5) дозволяє визначати вміст Cr та C для чавунів з метастабільним аустенітом із максимальним вмістом марганцю.



а



б



в

Рис. 5. Перетини впливу Cr та C на  $Cr_{осн}^{720}$  за різного вмісту Mn та Ni



**Висновки**

Вплив С, Cr, Mn та Ni на вміст хрому в зонах металевої основи біля карбідів після відпалу при 720 °С має протилежні прояви і залежить від кількісних показників вмісту конкретного елемента та їх сумісного впливу на процеси формування первинних карбідів та перерозподіл елементів за термічної обробки.

Максимальна концентрація хрому 19,69 % в зонах металевої основи біля карбідів після відпалу при 720 °С виникає за вмісту 1,09 % вуглецю, 5,40 % марганцю, 25,57 % хрому та 0,19 % нікелю.

Отримана регресійна модель дозволяє визначати оптимальний вміст хрому та вуглецю для високохромистих чавунів різного призначення: корозійностійких, зносостійких з метастабільним аустенітом та різних технологічних вимог (оброблюваності різанням).

**Список літератури**

1. Ефременко В. Г. Материали триботехнического назначения : учебное пособие / В. Г. Ефременко, Ю. Г. Чабак. – Мариуполь : ПГТУ, 2015. – 245 с.
2. Gierek A. Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne / A. Gierek, L. Bajka. Katowice: – Slask, 1976. – 230 p.
3. Структурно и не структурно чувствительные свойства хромистых чугунов / А. А. Кириллов, В. Д. Белов, Е. В. Рожкова и др. // Черные металлы. – Сентябрь 2007. – С. 7–10.
4. Особливості руйнування високохромистих чавунів за абразивного зношування / В. В. Нетребко, І. П. Волчок, С. М. Попов, І. В. Акімов // Фізико-хімічна механіка матеріалів, Т 57. – № 5. – 2021. – С. 5–11.
5. Нетребко В. В. Підвищення стійкості до корозії високохромистих чавунів / В. В. Нетребко, І. П. Волчок // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2020. – Спец. випуск № 13. – С. 182–188.
6. Pokhmurs'kyi V. I. Development of investigations the field of corrosion and stress-corrosion fracture of metals and the methods of their protection (A survey) / Pokhmurs'kyi V. I. // Materials Science. – 2018. – 54, № 4. – P. 451–464.
7. Нетребко, В. В., Влияние химического состава на скорость коррозии высокохромистых чугунов / В. В. Нетребко, И. П. Волчок // Литье и металлургия. – 2016. – № 4. – С. 38–43.
8. Nazarchuk Z. T. Structural and corrosion fracture mechanics as components of the physicochemical mechanics of materials / Z. T. Nazarchuk N. M. Nykyforchyn // Materials Science. – 2018. – 54, № 1. – P. 7–21.
9. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe<sub>3</sub>C и Fe<sub>7</sub>C<sub>3</sub> в высокохромистых чугунах / В. В. Нетребко // Наука та прогрес транспорту. – 2016. – № 3 (63). – С. 138–147.
10. Исследование тонкой структуры монокристаллов карбида (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>: в кн.: Карбиды и сплавы на их основе / Ю. Н. Таран, В. И. Новиков, А. М. Нестеренко, В. Т. Терентьев. – К.: Наукова думка. – 1974. – С. 147–152.
11. Скобло Т. С. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов / Т. С. Скобло, О. Ю. Клочко, Е. Л. Белкин // Вісник ХНТУСГ ім. П. Василенка. – 2016. – Вип. 168. – С. 174–186.
12. Нетребко В. В. Особливості структуроутворення високохромистих чавунів при виготовленні виливків // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 2. – 2019. – С. 19–23.
13. Куцова В. З. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработанном состоянии / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко // Металознавство та термічна обробка металів. – 2008. – № 1. – С. 35–50.
14. Нетребко В. В. Влияние легирования и термической обработки на распределение элементов и свойства высокохромистых чугунов / В. В. Нетребко, И. П. Волчок // Научный вестник Донбасской государственной машиностроительной академии, № 3 (18E), 2015. – С. 52–59.
15. Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах / Нетребко В. В. // Литье и металлургия, № 3. – 2015. – С. 40–46.
16. Belikov S. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron / Belikov S., Volchok I., Ntrebko V. // Archives of Metallurgy and Materials. – Vol. 58. 3. 2013. – P. 895–897.
17. Нетребко В. В. Влияние химического состава и структуры на обрабатываемость высокохромистых чугунов / Нетребко В. В. // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов. – 2014. – Вип. 74. – Д., ПГАСА. – С. 104–107.

Одержано 11.08.2022

## INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION OF HIGH-CHROMIUM CAST IRON ON THE CONTENT OF CHROMIUM IN NEAR-CARBIDE ZONES AFTER ANNEALING AT 720 °C

Netrebko V.

Dr. Sc., Professor of the Department “Equipment and technology of welding production”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine,  
e-mail: [olgavvn@ukr.net](mailto:olgavvn@ukr.net)

**Purpose.** Increasing the corrosion resistance of wear-resistant high-chromium materials operating in a liquid abrasive environment makes it possible to increase the service life of products made from these materials, which is an important task in materials science. One of the main reasons for the occurrence of damage during corrosion processes is the uneven distribution of chromium in the metal base, which leads to the formation of microgalvanic pairs on the surfaces of parts in an electrolytic environment. The creation alloys of wear-resistant high-chromium, in the metal base of which microgalvanic vapors are not formed, is a promising direction for increasing the corrosion resistance of such materials. Investigation of chromium distribution processes after heat treatment parts of high-chromium cast iron, namely the formation of metal base zones near carbides.

**Research methods.** Analytical review of publications. Metallographic, microstructural and local X-ray microanalysis. Mathematical modeling of processes.

**Results.** It was revealed that during the heat treatment in high-chromium cast irons, structures with significant segregation of chromium are formed. It has been established that after annealing of castings at 720 °C, the minimum chromium content in the metal base is observed in the zones near carbides, and the maximum in the central zones of the graids. The presence zones with a chromium content of more than 12 % (positive potential) and less than 12 % (negative potential) leads to the formation of microgalvanic couples, which is the main reason for the acceleration of corrosion damage in the metal base. The dependence of the chromium content in the zones near the carbides after annealing at 720 °C on the chemical composition of cast iron has been determined.

**Scientific novelty.** The mathematical model is proposed for determining the chromium content in the zones near carbides after annealing at 720 °C with an exposure of 9 hours from the chemical composition of cast iron in the Fe-C-Cr-Mn-Ni system. This makes it possible to predict the chromium content in the zones near the carbides and prevent the formation of microgalvanic pairs.

**Practical value.** The dependence (mathematical model) obtained can be used in the development of compositions of high-chromium wear-resistant cast irons with increased corrosion resistance and machinability.

**Key words:** high-chromium cast iron, metal base, carbides, chromium distribution, corrosion.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

## ПРО ВЗАЄМОДІЮ МІКРОЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ З МЕЖАМИ ПОДІЛУ ЗЕРЕН ВИСОКОЧИСТИХ НІКЕЛЮ ТА ЗАЛІЗА

- Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри «Фізичне матеріалознавство» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olshan@zpu.edu.ua;
- Степанова Л. П. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Фізичне матеріалознавство» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: stepanova@zpu.edu.ua;
- Кононенко Ю. І. старший викладач кафедри «Фізичне матеріалознавство» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: juliakon7335@gmail.com;
- Скребцов А. А. канд. техн. наук, доцент кафедри механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: nic\_tz@ukr.net

**Мета роботи.** Доведення дійсності ефекту відтиснення деяких мікродомішок з внутрішніх меж зерен в їхні внутрішні об'єми з причин чисто термодинамічних уявлень.

**Методи дослідження.** Вихідними даними були спеціально обрані хімічні склади модельних сплавів на основі високочистих нікелю та заліза, мікролегованих ітрієм, лантаном, цирконієм та ренієм. Вибір нікелю та заліза як основи досліджуваних сплавів обумовлений тим, що вони є базовими для численної групи промислових сплавів (жароміцних нікелевих матеріалів і широкого спектру сталей різного призначення).

Визначення параметрів ґраток нікелю та заліза проводили із застосуванням удосконаленого дифрактометра типу ДРОН-1 в мідному (нікелеві сплави) і залізному (залізні сплави) рентгенівських випромінюваннях з монохроматизацією дифрагованих променів. Параметри ґраток визначали з використанням ліній  $(420)_\alpha$  та  $(220)_\alpha$  відповідно для нікелевих і залізних сплавів.

**Отримані результати.** Мігруючі межі зерен в нікелі та залізі при рекристалізації утримують домішкові атоми та ще і частково «вимітають» їх з об'єму зерен. Потовщення примежових зон (тобто їх «розрихлення») запобігає можливості пересичення меж поділу мікролегувальними домішками.

Встановлено ефект суттєвого відтиснення деяких мікролегувальних елементів (цирконію та ренію) вглиб зерен матричних фаз (нікель та залізо).

З'ясовано, що найбільш ефективно впливають на характеристики міцності досліджених металевих матеріалів такі мікролегувальні елементи, як лантан (церій) та ітрій.

**Наукова новизна.** Побудовані графіки зміни хімічного складу мікролегованих базових розчинів (нікелю та заліза) при збереженні тонкої будови меж зерен. У випадку їх розрихлення цей ефект відтиснення зникає.

**Практична цінність.** Оскільки ефект мікролегування (як показано в наведених роботах) суттєво впливає на міцнісні характеристики матеріалів, результати дослідження показали, які з обраних мікролегувальних елементів діють в цьому напрямку найбільш ефективно.

**Ключові слова:** нікель, залізо, мікролегувальні елементи, ітрій, лантан, цирконій, реній, параметри ґраток, межі зерен.

### Вступ

Параметр ґратки металу-розчинника є чутливим індикатором локальних порушень в закономірному розташуванні атомів основи і повинен завжди змінюватися відповідно до кількості, а також величини і знаку розмірного фактору розчинених атомів. При цьому не останню роль відіграє і взаємодія атомів домішки з дефектами ґратки, зокрема, з різними за характером межами зерен, що нерідко слугують місцями найбільш переважного розміщення «чужорідних» атомів в процесі їх сегрегаційного розподілу.

При цьому треба зважувати на те, що внутрішні межі поділу можуть мати різноманітну будову, починаючи з перехідної ґратки та ґраток, які в своїй основі

мають різного типу острівки узгодженої та неузгодженої будови (острівкова модель Мотта, дислокаційні накопичення Лі, модель Кронберга-Вільсона). Виходячи з термодинамічних уявлень, можна передбачити, що в цих ділянках внутрішньої будови може відбуватися перерозподіл легувальних домішок, при якому деякі з них можуть відтискуватися всередину зерен, а інші посідатимуть їх місця за допомогою вакансійних механізмів. Оскільки ці питання висвітлені в літературі недостатньо переконливо, в цій статті чисто експериментальним шляхом доведено, що така припущена можливість є достатньо реальною, про що свідчать наведені нижче в основному тексті статті експериментальні достатньо надійні результати, оскільки вони були неодноразово перевірені.

### Методика та матеріали

Як металеві основи використовували високочистий нікель та особливо чисте залізо із різнотипними мікролегувальними елементами (Y, La, Zr і Re, табл. 1 [1]).

З метою встановлення параметрів ґраток мікролегованих сплавів на основі високочистих нікелю та заліза використовували прецизійний метод зворотної зйомки в рентгенівських променях за допомогою об'єктивного дифрактометра в мідному (при дослідженні сплавів на нікелевій основі) та залізному (сплави на основі заліза) випромінюваннях з монохроматизацією дифрагованих променів. Визначення вказаних параметрів здійснювали з використанням ліній  $(420)_\alpha$  і  $(220)_\alpha$  відповідно для нікелевих і залізних сплавів. Похибка такого визначення не перевищувала  $\Delta a = 5 \cdot 10^{-14}$  м.

**Таблиця 1** – Хімічний склад (за розрахунком) бінарних модельних сплавів на основі карбонільного нікелю (100–111) і карбонільного особливо чистого заліза (200–218)

| Індекс сплаву | Вміст добавки              |          |
|---------------|----------------------------|----------|
|               | $\times 10^4$ , ат. частка | % (мас.) |
| 100           | –                          | –        |
| 101           | 0,8 Y                      | 0,012    |
| 102           | 2,0 Y                      | 0,030    |
| 103           | 6,0 Y                      | 0,091    |
| 104           | 0,4 Zr                     | 0,006    |
| 105           | 0,8 Zr                     | 0,012    |
| 106           | 2,0 Zr                     | 0,031    |
| 107           | 30,0 Zr                    | 0,468    |
| 108           | 0,4 Re                     | 0,013    |
| 109           | 0,8 Re                     | 0,025    |
| 110           | 2,0 Re                     | 0,063    |
| 111           | 60,0 Re                    | 1,880    |
| 200           | –                          | –        |
| 201           | 0,4 Y                      | 0,006    |
| 202           | 0,8 Y                      | 0,013    |
| 203           | 2,0 Y                      | 0,032    |
| 204           | 6,0 Y                      | 0,095    |
| 205           | 0,4 Ce                     | 0,010    |
| 206           | 0,8 Ce                     | 0,020    |
| 207           | 2,0 Ce                     | 0,050    |
| 208           | 6,0 Ce                     | 0,051    |
| 209           | 0,4 La                     | 0,010    |
| 210           | 0,8 La                     | 0,020    |
| 211           | 2,0 La                     | 0,049    |
| 212           | 6,0 La                     | 0,149    |
| 213           | 0,4 Zr                     | 0,006    |
| 214           | 0,8 Zr                     | 0,013    |
| 215           | 30,0 Zr                    | 0,490    |
| 216           | 0,4 Re                     | 0,013    |
| 217           | 0,8 Re                     | 0,027    |
| 218           | 60,0 Re                    | 1,968    |

Оцінювали [2, 3] зміни параметрів в залежності від середньої величини зерна, яка змінювалась в процесі рекристалізаційного відпалу (на стадії збиральної

рекристалізації) при температурі 550 °С для нікелевих сплавів і 620 °С для сплавів на основі заліза. Відпал проводили із зупинками для визначення розмірів зерен (за співвідношенням  $a = 3/S_v$ ) і здійснення подальшої рентгенівської зйомки. Перші оцінки параметрів ґратки, за рідкісним виключенням, відповідали початку стадії збирального росту зерен.

### Викладення основного матеріалу та аналіз отриманих результатів

Раніше було показано [4], що введення 0,1% (мас.) будь-якого з елементів групи лантану в електролітичний нікель приводить до збільшення параметра ґратки при рості зерен, і це безпосередньо пов'язано з відтисненням надлишку сегрегованих атомів домішкової мікродобавки углиб зерен (через зменшення місткості міжкристалітичних перехідних зон). Однак існування принципової можливості утворення за цих умов субмікроділенів другої фази (при досягненні гранично допустимої чи навіть більш високої атомної «граничної концентрації» елемента-адсорбата) або у випадку реалізації процесу «розрихлення» межі, яке пов'язане із певним переукладанням атомів в об'ємі перехідної ґратки (що веде до збільшення кількості активних центрів адсорбції на межі поділу), вимагає більшої уваги до цього питання, а отже, і більш глибокого аналізу всього причинно-наслідкового ланцюжка, який визначає характер і інтенсивність зміни параметра ґратки об'ємної частини системи.

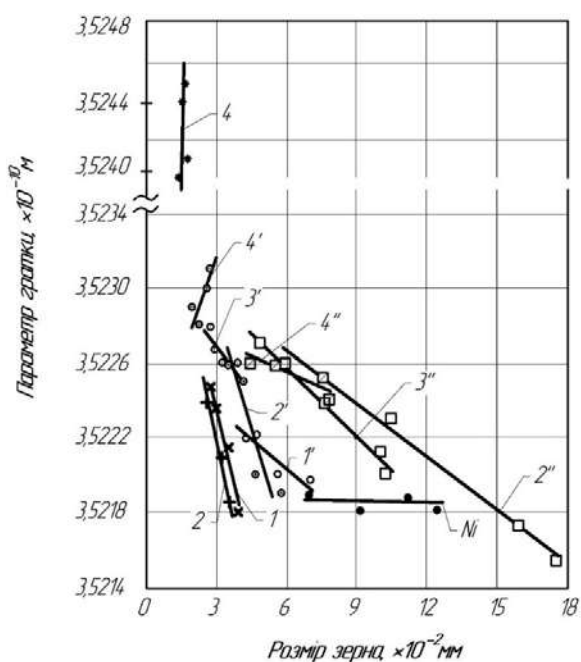
З цією метою було поставлено серію експериментів, де були використані більш чисті металеві основи (високочистий нікель і особливо чисте залізо) та широкий спектр різнотипних мікролегувальних елементів (Y, La, Zr і Re).

На рис. 1 представлені дані щодо зміні параметрів ґратки нікелю, мікролегованого Y, Zr і Re, в залежності від розміру зерна, який змінювався в процесі ізотермічного відпалу.

Для сплавів на основі заліза вказані лише початкові значення параметрів (суцільні лінії на рис. 2) і їх кінцеві значення (пунктирні лінії), отримані після тривалої температурної витримки зразків.

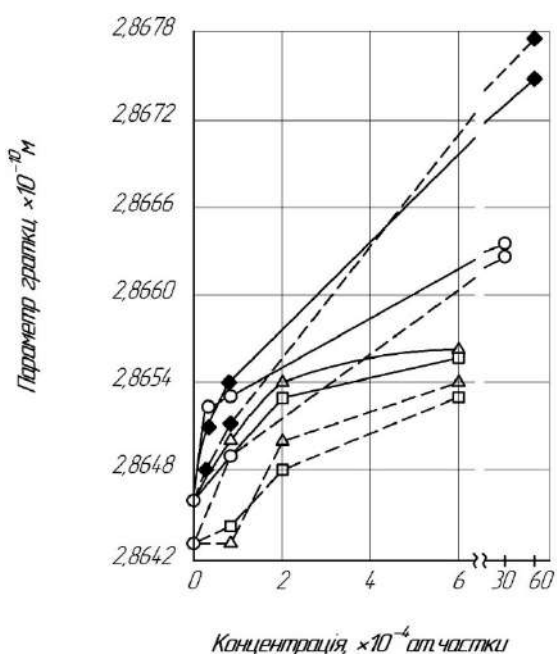
Перші добавки важкорозчинних ітрію та лантану в нікель і залізо дещо збільшують параметри їхніх кристалічних ґраток (рис. 2 і 3), що є наслідком слабкої ентропійної розчинності цих мікролегувальних елементів в матричному металі.

Збільшення вмісту будь-якого з них за  $1 \cdot 10^{-4}$  ат. частки практично вже не приводить до подальшого зростання параметра ґратки (внаслідок досягнення майже повного насичення матриці домішкою). Приблизно таким же чином діє і цирконій. Проте, йому відповідає більш висока концентрація насичення як в нікелі, так і залізі.



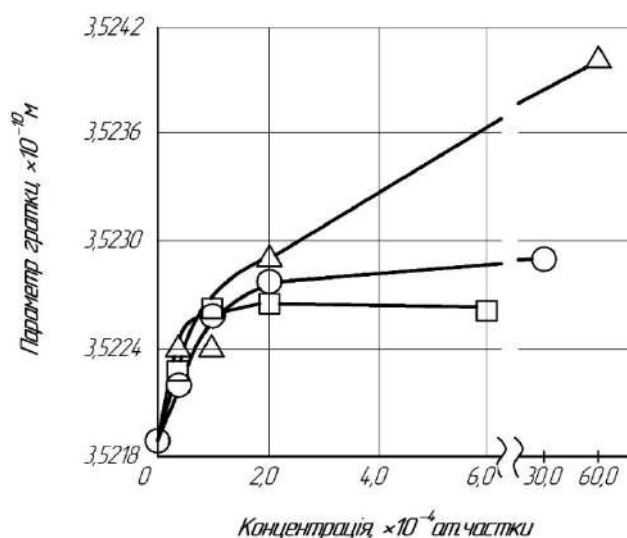
**Рис. 1.** Зміна параметра ґратки чистого і мікролегованого нікелю на початку перерозподілу легувальних елементів (відпал при 550 °С):

1 – Ni +  $0,4 \cdot 10^{-4}$  ат. частки ренію; 2 – Ni +  $0,8 \cdot 10^{-4}$  ат. частки ренію; 4 – Ni +  $60,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки ренію; 1' – Ni +  $0,4 \cdot 10^{-4}$  ат. частки цирконію; 2' – Ni +  $0,8 \cdot 10^{-4}$  ат. частки цирконію; 3' – Ni +  $2,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки цирконію; 4' – Ni +  $30,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки цирконію; 2'' – Ni +  $0,8 \cdot 10^{-4}$  ат. частки ітрію; 3'' – Ni +  $2,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки ітрію; 4'' – Ni +  $30,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки ітрію



суцільні лінії – витримка 240 хв; пунктирні лінії – витримка 5 хв

**Рис. 2.** Концентраційні залежності параметра ґратки заліза із добавками ітрію ( $\Delta$ ), лантану ( $\square$ ), цирконію ( $\circ$ ) і ренію ( $\blacklozenge$ ) (відпал при 620 °С)



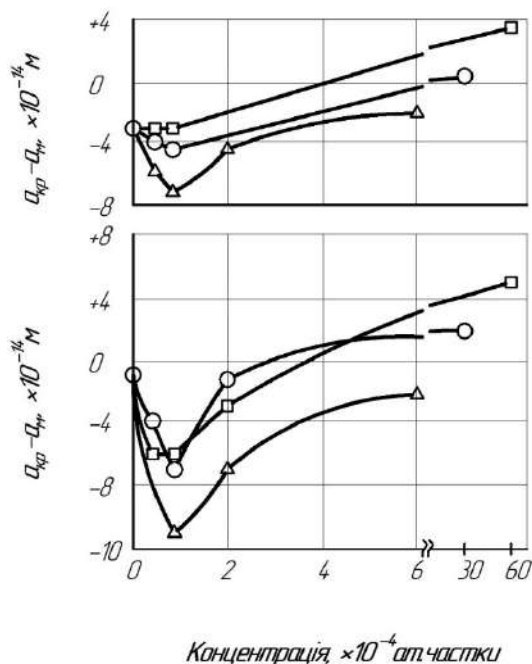
**Рис. 3.** Концентраційні залежності параметра ґратки нікелю із добавками ітрію ( $\square$ ), цирконію ( $\circ$ ) і ренію ( $\Delta$ ) (відпал при 550 °С)

Параметри ґраток нікелю і заліза зі збільшенням вмісту ренію змінюються практично лінійно з додатнім кутовим коефіцієнтом (рис. 2 і 3), що свідчить про повну розчинність добавок ренію в базових металах (в усьому інтервалі вибраних нами концентрацій).

В процесі росту рекристалізованих зерен величина параметра ґратки зменшується для початкових концентрацій добавок, що вводяться, практично у всіх системах (за винятком системи Fe-Re), що чітко фіксує характер кривих на рис.4. Спостережуване зниження є найбільш значним у випадку критичних концентрацій ітрію в нікелі і лантану в залізі, тобто таких концентрацій, які забезпечують повне насичення міжзеренних і внутрішньозерених меж поділу. З цього виходить, що мігруючі міжзеренні межі не тільки утримують захоплені ними в процесі свого формування домішкові атоми (внаслідок чисто пружної або комбінованої з урахуванням ще і хімічної взаємодії), але і частково «вимітають» їх з об'єму зерен, збільшуючи тим самим загальний вміст домішки в граничній фазі. Можливість пересичення меж поділу в таких випадках, очевидно, усувається через ефект «розрихлення», що приводить до потовщення примезових зон. При цьому завдяки досягненню піка зерномежової енергії, спостерігається аномально висока швидкість росту в металі, який мікролегований критичною добавкою ітрію (лантану).

Оскільки експерименти показали, що досягнутий рівень зерномежової енергії не змінюється в процесі подальшого росту зерен, то це зайвий раз свідчить на користь концепції постійного розрихлення меж при безперервному зменшенні їхньої загальної площі (загальна ємність меж в таких умовах по суті залишається стабілізованою на певному рівні). Якщо б це не відбувалося, то в процесі міграції меж мало б місце відтиснення з них в об'єм матриці частини сегрегованих атомів, яке супроводжувалося би збільшенням параметру

її ґратки, або утворювалися б субмікроеділення другої фази, які приводять до зниження зерномежової енергії, а це в експериментах не спостерігалось.



Δ – сплави із добавкою ітрію; ○ – цирконію; □ – ренію

**Рис. 4** – Зміна параметра ґратки мікролегованого заліза (верхній графік) і нікелю (нижня група кривих) в процесі росту зерен

Таким чином, приведені дані дозволяють стверджувати, що, окрім розрихлення меж матричної фази завдяки певному мікролегуванню (наприклад, при введенні мікродобавок лантану до заліза), не виключена можливість і більш частого проявлення цього ефекту в процесі росту зерен (як загальної тенденції).

Деяке зниження параметру ґратки нікелю з розчиненими у ньому атомами ренію (в області малих концентрацій) можна пояснити вже ефектом «донасичення» меж, який пов'язаний з чисто гіббсовою (хімічною) адсорбцією.

Зі зростанням концентрації ітрію та лантану відбувається уповільнення темпу росту зерен; відповідно цьому спостерігається і менш виражене зниження параметрів обох типів ґраток (тут вже певним чином починає позначатися вплив присутніх із самого початку в будь-якій з бінарних систем субмікроеділень надлишкової фази і достатньо висока насиченість меж атомами домішки).

І тільки у випадку великих концентрацій ренію та цирконію параметр ґратки нікелю (заліза) в процесі росту зерен збільшується, що свідкує вже про дійне відтиснення в твердий розчин частини домішкових атомів з міжзеренних меж внаслідок зменшення їхньої сумарної ємності (у відсутності ефекту розрихлення).

Таким чином, розглядаючи питання взаємодії мікродобавок з межами зерен в ракурсі їхнього впливу на зміну міжатомних відстаней в ґратці розчинника, необхідно враховувати не тільки співвідношення розмірів атомів домішки та металу-основи, але й концентрацію, яка необхідна для насичення міжзеренних меж. Домішкові атоми будуть притягуватися межею в результаті пружної або хімічної взаємодії впритул до досягнення стану її повного насичення домішкою з урахуванням припустимого рівня розрихлення. Оскільки перевищення досягнутої «граничної концентрації» ( $C_T = 1$ ) термодинамічно не вигідно (хоча принципово і можливе завдяки зайняттю домішковими атомами менш придатних (в енергетичному сенсі) вузлових позицій в граничному шарі), надлишок атомів буде за можливістю відтискуватися з меж до внутрішніх об'ємів зерен матриці.

### Висновки

1. Досліджено низку мікролегованих систем на основі високочистих нікелю та заліза і з'ясовано ефект мікролегування на кінцеві властивості та службові характеристики обраних металевих матеріалів.

2. Показано, що найбільш ефективно впливають на характеристики міцності обраних металевих матеріалів такі мікролегувальні елементи, як лантан (церій) та ітрію. ці елементи найбільш потужно впливають на енергетику меж зерен, що і визначає суттєве підвищення ефекту зміцнення обраних матеріалів.

3. Що стосується інших елементів, а саме цирконію та ренію, то вони при малих кількостях відтискуються всередину зерен, а при більших концентраціях приводять до ефекту розрихлення, що зменшує позитивний ефект від мікролегування.

### Список літератури

1. Дурягіна З. А. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах (монографія) / Дурягіна З. А., Ольшанецкий В. Ю., Кононенко Ю. І. – Львів : Видавництво Львівської політехніки, 2013. – 456 с.

2. Степанова Л. П. Влияние примесных атомов на параметр решетки и энергию границ в никеле / Степанова Л. П., Ольшанецкий В. Е. – К. : Институт металлофизики АН УССР, 1978. – С. 15–16. (Препринт // Физика процессов залечивания макро- и микродефектов в кристаллах ; ИМФ 78.9).

3. Степанова Л. П. О поведении примесных атомов иттрия, рения и циркония в никеле при миграции межзеренных границ / Степанова Л. П., Ольшанецкий В. Е. // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий : Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. – Запорожье, 1980. – 22 с.

4. Архаров В. И. Об изменениях параметра решетки поликристаллических твердых растворов в связи с межкристаллитной внутренней адсорбцией / Архаров В. И., Скорняков Н. Н. // Труды ИФМ УФАН СССР. – 1945. – Вып. 16. – 75 с.



5. Люкке К. Теория движения границ зерен / Люкке К., Штюве Г. П. // Возврат и рекристаллизация металлов. – М. : Металлургия, 1966. – С. 157–194.

6. Грабский М. В. Структура границ зерен в металлах. – М. : Металлургия, 1972. – 159 с.

7. Ольшанецкий В. Ю. Розробка наукових принципів керування межових зон у металевих системах з метою поліпшення їх властивостей та службових характеристик : дис. доктора техн. наук : 05.16.01 / Ольшанецкий Вадим Юхимович. – Дніпропетровськ, 1993. – 382 с.

Одержано 12.10.2022

## ON THE INTERACTION OF ALLOYING ELEMENTS WITH GRAIN BOUNDARIES OF HIGH-PURITY NICKEL AND IRON

|                  |   |
|------------------|---|
| Ol'shanetskii V. | Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: olshan@zp.edu.ua;                                 |
| Stepanova L.     | Candidate of technical Sciences, Associate Professor of the Department of Physical Materials Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: stepanova@zp.edu.ua; |
| Kononenko Yu.    | Senior lecturer of the Department of Physical Materials Science of National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: juliakon7335@gmail.com;                                 |
| Skrebtsov A.     | Candidate of technical Sciences, Associate Professor of the Department of Mechanics of the National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail : nic_tz@ukr.net                 |

**Purpose.** Proof of the reality of the effect of displacement of some microadditives from the internal boundaries of the grains into their internal volumes for reasons of purely thermodynamic concepts.

**Research methods.** The initial data were specially selected chemical compositions of model alloys based on high-purity nickel and iron, which are microalloyed with yttrium, lanthanum, zirconium and rhenium. The choice of nickel and iron as the basis for the alloys under study is due to the fact that they are the base for a large group of industrial alloys (heat-resistant nickel materials and a wide range of steels for various purposes).

The lattice parameters of nickel and iron were determined using an improved DRON-1 type diffractometer in copper (nickel alloys) and iron (iron alloys) X-ray radiation with monochromatization of diffracted beams. The lattice parameters were determined, respectively, using the  $(420)_\alpha$  and  $(220)_\alpha$  lines, respectively, for nickel and iron alloys.

**Results.** During recrystallization, migrating grain boundaries in nickel and iron retain impurity atoms and still partially "sweep" them out of the grain volume. The thickening of the boundary zones (that is, their "loosening") prevents the possibility of supersaturation of the interfaces with microalloying impurities.

The effect of significant displacement of some microalloying elements (zirconium and rhenium) deep into the grains of the matrix phases (nickel and iron) has been established.

It has been found that such microalloying elements as lanthanum (cerium) and yttrium have the most effective influence on the strength characteristics of the studied metallic materials.

**Scientific novelty.** Graphs of changes in the chemical composition of microalloyed basic solutions (nickel and iron) are plotted while maintaining the fine structure of grain boundaries. If they are loosened, this crowding out effect disappears.

**Practical value.** Since the effect of microalloying (as shown in the presented works) significantly affects the strength characteristics of materials, the results of the study showed which of the selected microalloying elements act most effectively in this direction.

**Key words:** iron, microalloying elements, yttrium, lanthanum, zirconium, rhenium, lattice parameters, grain boundaries.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

## ЗВ'ЯЗОК МІЖ ПЕРЕРИВЧАСТОЮ ПЛАСТИЧНОЮ ТЕЧІЄЮ ТА ДЕФОРМАЦІЙНИМ ЗМІЦНЕННЯМ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

|                 |  |
|-----------------|--|
| Вакуленко І. О. | д-р техн. наук, професор, професор кафедри прикладної механіки та матеріалознавства Українського державного університету науки і технологій, м. Дніпро, Україна, e-mail: vakulenko_igor@ukr.net; |
| Плітченко С. О. | канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри прикладної механіки та матеріалознавства Українського державного університету науки і технологій, м. Дніпро, Україна, e-mail: plit4enko@ukr.net;        |
| Болотова Д. М.  | ст. викладач Дніпровського ліцею залізничного транспорту, м. Дніпро, Україна, e-mail: dasha.bolotova@i.ua;   |
| Перков О. М.    | канд. техн. наук, ст. наук. співр. відділу інформації Інституту чорної металургії НАН України, м. Дніпро, Україна, e-mail: vakulenko_igor@ukr.net  |

**Мета роботи.** Визначення умов зникнення ділянки переривчастої течії та її вплив на деформаційне зміцнення низько вуглецевої сталі.

**Актуальність.** Використання низьковуглецевих сталей з ділянкою переривчастої течії для штампування має суттєве обмеження. На підставі цього, питання впливу розміру зерна фериту на виникнення переривчастої течії є актуальними для визначення оптимального структурного стану сталей, що призначені для глибокої витяжки.

**Методи дослідження.** Структуру зразків досліджували під світловим мікроскопом, розмір зерна фериту визначали за методиками кількісної металографії. Механічні властивості сталі визначали при розтяганні, за кімнатної температури і швидкості деформації  $10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Характеристики зародження пластичної течії і параметри деформаційного зміцнення визначали за аналізом кривих розтягу в логарифмічних координатах. В області однорідного деформаційного зміцнення, деформацію порушення прямо пропорційного співвідношення  $\lg\sigma\text{-}\lg\epsilon$  визначали як момент формування дислокаційних структур з визначеною періодичністю.

**Отримані результати.** Збільшення розміру зерна фериту супроводжується зменшенням ділянки переривчастої течії і зсувом моменту формування дислокаційної чарункової структури в бік малих пластичних деформацій. Швидкість деформаційного зміцнення в області однорідного деформаційного зміцнення і деформація Людерса зв'язані обернено пропорційним співвідношенням. За надмірно великих розмірів зерна фериту складнощі підтримки умов рівномірного розподілу ліній ковзання становлять одну з причин зникнення ділянки переривчастої течії на кривих деформації низьковуглецевої сталі.

**Наукова новизна.** При збільшенні розміру зерна фериту деформація початку розпаду рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури, зсувається в бік зменшення. При цьому, підвищення спроможності металу до деформаційного зміцнення при формуванні смуги деформації сприяє зменшенню протяжності ділянки переривчастої течії.

**Практична цінність.** Визначення характеру впливу розміру зерна фериту низьковуглецевої сталі на характеристики деформаційного зміцнення та формування дислокаційних періодичних структур, можуть бути корисними при визначенні оптимального структурного стану сталі для глибокої витяжки.

**Ключові слова:** розмір зерна фериту, дислокація, деформація Людерса, деформаційне зміцнення.

### Вступ

Поширення пластичної деформації в металевих матеріалах супроводжується відповідними змінами їх внутрішньої будови. В залежності від структурних змін та необхідності підтримки умов безперервного розповсюдження пластичної течії, приріст деформації супроводжується постійним підвищенням рівня діючих напружень. За зовнішніми ознаками кривої навантаження, характер приросту напруження від ступеня деформації обумовлений особливостями розвитку процесів деформаційного зміцнення [1, 2]. Враховуючи

безперервний процес еволюції структури при деформації, характер зародження та початкові умови її розповсюдження набувають визначеного впливу на розвиток деформаційного зміцнення на різних етапах пластичної течії металевих матеріалів. Для низьковуглецевих сталей за визначеного структурного стану, на кривих деформації присутність ділянки переривчастої течії визначає характер деформаційного зміцнення [3, 4]. На підставі цього, набувають певного значення питання стосовно формування смуг деформації та їх впливу на розвиток деформаційного зміцнення в вуглецевих сталях з різним розміром зерна фериту.



## Методика і матеріали

В якості матеріалу для досліджень використана низьковуглецева сталь з концентрацією вуглецю 0,06 %. Зразками для досліджень був дріт діаметром 1 мм. Для отримання різного розміру зерна фериту, діаметр заготовки дроту підбирали таким чином, щоб після протягування на волочильному стані на ступені деформації 17...80 %, кінцевий його діаметр дорівнював 1 мм. Остаточною операцією формування структури металу дроту був відпал при температурі 680 °С, тривалістю 1 год, який здійснювали в електричній печі камерного типу. При нагріві були задіяні заходи, що запобігають окисленню металу. Після термічної обробки, структуру зразків досліджували під світловим мікроскопом, з використанням методик кількісної металографії [5] для визначення розміру зерна фериту. Механічні властивості сталі визначали при розтяганні, в умовах випробувальної машини типу «Інстрон», при кімнатній температурі, швидкості деформації  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Характеристики зародження пластичної течії і параметри деформаційного зміцнення визначали за аналізом кривих розтягу, що побудовані в логарифмічних координатах (рис. 1а).

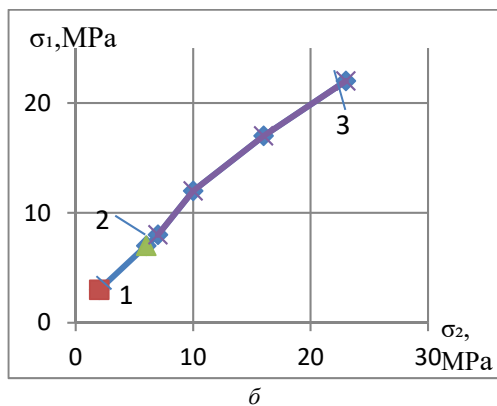
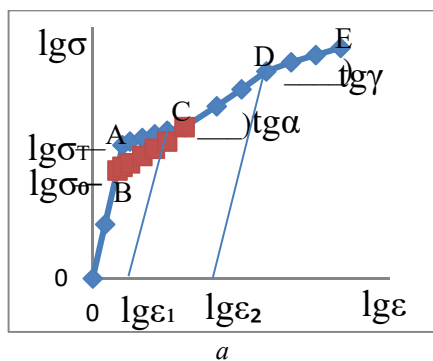


Рис. 1. Крива деформації в координатах  $\lg\sigma$ – $\lg\epsilon$  (а) та взаємна зміна  $\sigma_1$  і  $\sigma_2$  для сталі після гартування і відпуску 680 °С (1); нормалізації (2); ізотермічного перетворення аустеніту при 550 °С, деформації 25–90 %, відпалу при 680 °С (б)

Позначали точку А як межу плинності ( $\sigma_T$ ), точку В як напруження необерненого руху дислокацій ( $\sigma_0$ )

[1], АС як ділянку переривчастої течії, що дорівнює деформації Людерса, СЕ як область однорідного деформаційного зміцнення. Напруження на кінці ділянки переривчастої течії ( $\sigma_2$ ) визначали як  $\sigma_2 = \sigma_3 - \sigma_4$ , де  $\sigma_3$  – напруження на кінці ділянки (точка С), а  $\sigma_4$  – на її початку. Деформацію ( $\epsilon_n$ ) визначали як момент порушення прямо пропорційного співвідношення  $\lg\sigma$ – $\lg\epsilon$  (точка D, рис. 1а), що відповідає моменту початку розпаду рівномірного розподілу дислокацій на структури з відповідною періодичністю [1, 2].

## Результати та їх обговорення

Характер впливу структури фериту на напруження течії низьковуглецевих сталей свідчить, що ефект від появи перших ознак пластичної деформації в значній ступені подібний розвитку процесів деформаційного зміцнення [1]. Для оцінки приросту напруження від поширення смуг деформації в області переривчастої течії ( $\sigma_1$ ), скористаємося залежністю для напруження, що необхідне для формування зародка смуги деформації:

$$\sigma_1 = \alpha \cdot \mu \cdot \sqrt{\epsilon_L \cdot b} / q \cdot d, \quad (1)$$

де  $\alpha$  – постійна, для низьковуглецевої сталі дорівнює 0,3 [6];  $\mu$  – модуль пружності;  $\epsilon_L$  – деформація Людерса;  $b$  – вектор Бюргерса;  $q$  – кількість зерен, що складають фронт смуги деформації;  $d$  – розмір зерна фериту.

Підставляючи в (1)  $\epsilon_L$  для відповідного  $d$ ,  $\mu$ ,  $b$ ,  $q = 2$  [7] і  $\alpha = 0,3$  після розрахунку  $\sigma_1$ , виявили, що відмінності з експериментальними значеннями ( $\sigma_2$ ) не перевищують 10...15 % (рис. 1б). На підставі цього, схематично процес формування зародка смуги деформації слід розглядати як певний приріст щільності дислокацій, що є подібним розвитку процесів деформаційного зміцнення [8], хоча і з певними особливостями. За зовнішніми ознаками, однаковий характер приросту напруження, при деформації металу від  $\sigma_0$  до точки С, і області однорідного деформаційного зміцнення CDE (рис. 1а), підпорядковуються єдиній параболічній залежності [9]:

$$\Sigma = \sigma_0 + K \epsilon^m, \quad (2)$$

де  $K$  – постійна;  $m$  – показник ступеня.

На підставі цього, слід очікувати існування співвідношення між  $\epsilon_L$  і параметрами деформаційного зміцнення. Визначаючи із (2) першу похідну  $\sigma$  по  $\epsilon$  ( $d\sigma/d\epsilon$ ), стає можливим оцінити щільність рухливих дислокацій, що необхідно мати для підтримки умов безперервного поширення пластичної деформації. Враховуючи, що  $d\sigma/d\epsilon$  є структурно чутливою характеристикою [2], безперервне її зниження з підвищенням ступеня деформації, дозволяє оцінити еволюцію деформаційного зміцнення за співвідношенням:

$$d\sigma/d\epsilon = m \cdot k_y / n \cdot b \cdot \rho_m \cdot d^{1.5}, \quad (3)$$

де  $k_y$  – кутовий коефіцієнт співвідношення Холла-Петча;  $n$  – кількість зерен, що складають фронт смуги деформації;  $\rho_m$  – густина рухливих дислокацій.

Відповідно до (3), на момент утворення зародка смуги деформації величина  $d\sigma/d\varepsilon$  є пропорційною  $m$ ,  $k_y$  і обернено пропорційною  $\rho_m$  і  $d$ . Виконання співвідношення (3) підтверджується порівняльним аналізом значень  $\rho_m$ , отриманих за розрахунками та з експерименту. Підставляючи в (3) значення  $d\sigma/d\varepsilon$  для інтервалу  $d$  115 – 10 мкм (рис. 2а),  $m$  – з аналізу кривих розтягу (рис. 1а),  $k_y$  і  $n=2$  [10], розраховані величини  $\rho_m$  показали обернено пропорційну залежність від  $d$  (рис. 2б). Порівняльний аналіз абсолютних значень  $\rho_m$  після розрахунку та отриманих експериментально, свідчить про досить добрий збіг з відомими результатами (рис. 2б). Дійсно, для сталі з 0,007 % С, при  $d = 27$  мкм,  $\rho_m$  складає  $107 \text{ мм}^{-2}$  [11], а для сталі з 0,04 % С, при  $d = 30$  мкм, вказана характеристика дорівнює  $106 \text{ мм}^{-2}$  [12]. Отже, використання співвідношення (3) дозволяє, принаймні, якісно оцінити характер накопичення дефектів кристалічної будови на етапі пластичної течії при формуванні смуги деформації [7]. За залежністю  $\rho_m \sim f(d)$  стає зрозумілим, що із зменшенням розміру зерна фериту, необхідна густина рухливих дислокацій для підтримки пластичного течії на ділянці переривчастої течії, зростатиме. На підставі цього, чим має більшу протяжність майданчик ділянка переривчастої течії, тим вище буде накопичена кількість дислокацій у металі і відповідно нижче значення  $d\sigma/d\varepsilon$  на момент початку області однорідного деформаційного зміцнення [1]. Враховуючи існування межі максимально припустимої концентрації дислокацій у металі [2], стає зрозумілим зниження пластичності низьковуглецевої сталі при підвищенні дисперсності структури фериту. Таким чином, існування обернено пропорційного зв'язку між  $\varepsilon_L$  і  $d\sigma/d\varepsilon$  є цілком виправданим (рис. 3а). Відповідно до механізму формування смуги деформації [10], підтримка певного градієнту дислокацій у фронті смуги є однією з основних умов її подальшого розповсюдження. З цього випливає, що певному розміру зерна фериту має відповідати не тільки визначений розподіл дислокацій, але й сама ширина фронту смуги деформації. З метою визначення ролі структурного фактора за співвідношенням  $d\sigma/d\varepsilon - \varepsilon_L$ , розглянемо умови зародження пластичної деформації металу. Для цього скористуємося залежністю  $\sigma_T$  і від розміру зерна фериту (рис. 3б). За зовнішніми ознаками зазначені співвідношення, хоч і підкоряються залежності типу Холла Петча:

$$\sigma_T, \sigma_0 = \sigma_i + k_y \cdot d^{-0.5}, \quad (4)$$

постійні величини рівнянь все ж відповідають різним процесам зміни внутрішньої будови металевго матеріалу. Дійсно, якщо за співвідношенням  $\sigma_0 = f(d)$ , величина  $\sigma_i$  в більшій мірі відповідає напруженню тертя кристалічної решітки, то за залежністю  $\sigma_T = f(d)$ , зазначена характеристика пов'язана з напруженням течії монокрystalу.

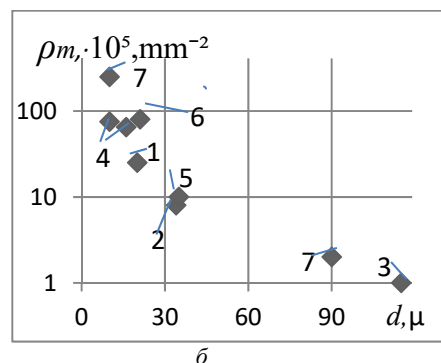
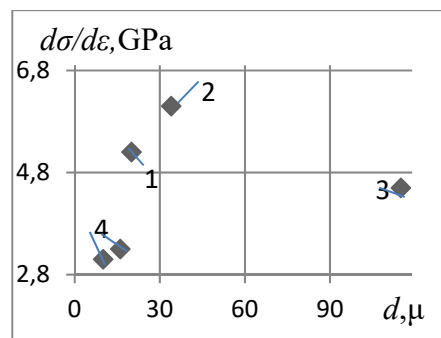


Рис. 2. Вплив  $d$  низьковуглецевої сталі на  $d\sigma/d\varepsilon$  (а) і  $\rho_m$  за формування смуги деформації (б), за структурного стану сталі з 0,06 % С після ізоtermічного розпаду аустеніту при 550 °С (1), нормалізації (2), гартування та відпуску 680 °С (3), деформації та відпалу 680 °С (4), [12] – (5), [11] – (6), [13] – (7)

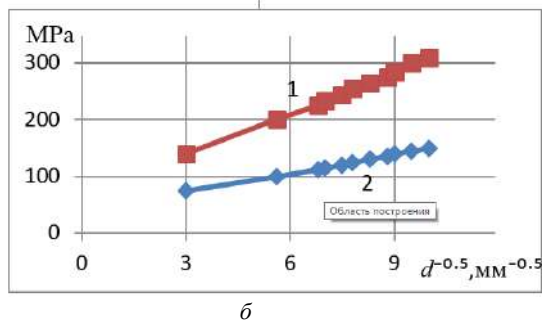
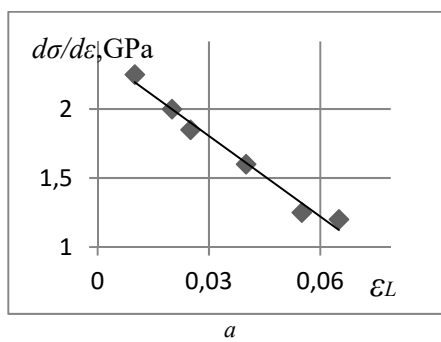


Рис. 3. Взаємна зміна  $d\sigma/d\varepsilon$  і  $\varepsilon_L$  – (а) та залежність  $\sigma_T$  (1) і  $\sigma_0$  (2) – (б) від  $d$  низьковуглецевої сталі

По кутовому коефіцієнту  $k_y$  також існують відмінності щодо його фізичного змісту. Незважаючи на це, виконання співвідношення (4) вказує на однозначний зв'язок з інтенсивністю напруження, яке необхідне для подолання межі зерна фериту за поширенням деформації. У загальному вигляді механізми розвитку пластичної деформації на етапі формуванні зародка смуги деформації та області її поширення, мають багато спільного. В обох випадках приріст густини дислокацій призводить до гальмування роботи джерел дислокацій. В результаті потрібно безперервне підвищення результуючого напруження як компенсація зазначеного явища. Водночас, має зростати опір меж зерен поширенню деформації від накопичення дислокацій поблизу з ними. На підставі цього, цілком обґрунтовано спостерігається збільшення  $k_y$  для співвідношення  $\sigma_T = f(d)$ , в порівнянні з  $\sigma_0 = f(d)$ . З іншого боку, зменшення  $\sigma_T$  і  $\sigma_0$  із зростанням розміру зерна фериту (рис. 3б), має пояснення за співвідношенням (1). За результатів розрахунку  $\rho_m$  впливає, що зі зростанням  $d$  відбувається зниження кількості рухомих дислокацій, що необхідні для підтримки умов безперервності поширення пластичної деформації [1]. Зі спільного аналізу результатів рис. 2 і 3 випливає, що чим більший розмір зерна фериту, тим менше буде  $\epsilon_L$  та  $\rho_m$  для формування смуги деформації. При цьому, зростатимуть характеристики деформаційного зміцнення ( $d\sigma/d\epsilon$  і  $m$ ) на момент початку області однорідного деформаційного зміцнення (т. С, рис. 1а). Враховуючи існування співвідношення  $d\sigma/d\epsilon \sim \Delta\rho$ , де  $\Delta\rho$  – приріст густини накопичених дислокацій за т. С, збільшенню  $d$  відповідає нелінійний характер зростання  $\Delta\rho$  за деформаційного зміцнення сталі після завершення ділянки переривчастої течії. Водночас з цим, зростанню густини дислокацій притаманне збільшення ймовірності розпаду їх рівномірного розподілу на структури з визначеною періодичністю [14]. На підставі цього збільшення  $d$  повинно супроводжуватися зменшенням величини пластичної деформації, що відповідає появі ознак дислокаційної чарункової структури [1]. Результати рис. 4 підтверджують наведені положення. Дійсно, збільшення розміру зерна фериту в низько вуглецевій сталі супроводжується одночасним прогресуючим зниженням  $\epsilon_n$  (т. D, рис. 1а) та  $\epsilon_L$ . Більше цього, після екстраполяції співвідношень  $\epsilon_n \sim d^{-0.5}$  та  $\epsilon_L \sim d^{-0.5}$  до перетину з віссю абсцис, виконання умов  $\epsilon_L = \epsilon_n = 0$  буде відповідати розмір зерна фериту в інтервалі 800...900 мкм. З цього випливає, що для формування фронту смуги деформації, коли  $d$  дорівнює 800...900 мкм, сформувати необхідний градієнт дислокацій на ділянці розміром за  $2d$ , стає неможливим.

Ймовірною причиною, слід вважати виникнення порушень у розподілі дислокацій при формуванні фронту смуги деформації. Підтверджують наведене припущення результати дослідження умов формування смуг деформації в чистому залізі з розміром зерна до 1 мм [10]. З аналізу мікроструктур можна

визначити, що з розмірів зерен до 250 мкм спостерігається звичайний характер формування смуг деформації. Але починаючи за  $d > 300$  мкм, можна визначити перші ознаки порушення однорідного розподілу деформації, хоча в сусідніх більш дрібних зернах розподіл слідів від ліній деформації залишився однорідним. Для зразків з розміром зерна близько 1 мм виявити фронт смуги деформації неможливо. За характером розподілу смуг ковзання дислокацій деформація виникає одразу у всьому об'ємі металу. Таким чином, як що у низько вуглецевих сталях, розмір зерна фериту буде перебільшувати декілька сотень мікрон, слід очікувати порушення умов формування необхідного градієнту дислокацій при формуванні зародку смуги деформації. В результаті на кривій деформації буде відсутня ділянка переривчастої течії, а початок області однорідного деформаційного зміцнення буде збігатися з появою перших ознак пластичної деформації.

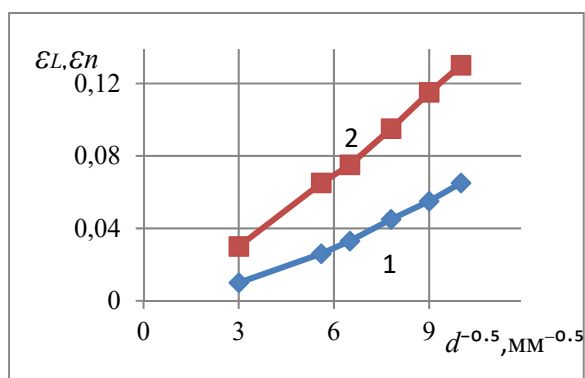


Рис. 4. Вплив  $d$  на  $\epsilon_L$  (1) та  $\epsilon_n$  (2) низьковуглецевої сталі

### Висновки

1. Збільшення розміру зерна фериту супроводжується зменшенням ділянки переривчастої течії і зсувом моменту формування дислокаційної чарункової структури в бік малих пластичних деформацій.
2. Швидкість деформаційного зміцнення в області однорідного деформаційного зміцнення і деформація Людерса зв'язані обернено пропорційним співвідношенням.
3. За надмірно великих розмірів зерна фериту, складнощі підтримки умов рівномірного розподілу ліній ковзання становлять одну з причин зникнення ділянки переривчастої течії на кривих деформації низько вуглецевої сталі.

### Список літератури

1. Вакуленко И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Дн-ск : Маковецкий Ю. В., 2008. – 196 с.
2. Бабич В. К. Деформационное упрочнение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.
3. Cottrell A. H. The relation between the structure and mechanical properties of metals / A. H. Cottrell // Symposium № 15, NPL, Teddington. – 1963. – P. 455–473.
4. Crist B. W. Comparison of the Hall-Petch parameters of zone-refined iron determined by the grain size and

extrapolation methods / B. W. Crist, C. V. Smith // Acta met. – 1967. – Vol. 15. – N 5. – P. 809–816.

5. Вакуленко І. О. Морфологія структури і деформационне упрочнення сталі / І. О. Вакуленко. – Дн-ск : Маковецкий Ю.В., 2010. – 124 с.

6. Pickering F. B. Physical metallurgy and the design of steels / F. B. Pickering // Materials science series. Applied science publishers LTD, 1978.

7. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Luders band and the lower yield and flow stresses in iron / F. Garofalo // Met. Trans., 1971. – Vol. 2. – P. 2315–2317.

8. Vakulenko I. Influence of structure and parameters of deformation on plastic instability metals / I. Vakulenko, V. Pirogov // Collection abstracts. Proc. 8 Int. Conf. of Fracture (ICF-8). – Kiev-Lviv. – 1993. – 453 p.

9. Ludwik P. Elemente der technologischen mechanik / P. Ludwik. – Berlin : Verlag von Julius Springer, 1909. – 57 p.

10. Imamura J. Contribution of local strain rate at Luders band front to grain size dependence of lower yield

stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // Trans. Iron. Steel. Inst. of Japan. – 1971. – Vol. 11, № 3. – P. 191–200.

11. Igata N. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron / N. Igata, S. Seto // Proc. Int. Conf. Sci and Technol. iron and steel. – Tokyo. – 1970. – Part. 2. – P. 1293–1297. – Discuss. – P. 1297.

12. Bergstrom J. The application of a dislocation model to the strain and temperature of the strain hardening exponent / J. Bergstrom, B. Aronsson // Inst. Metallforsk [Rapps]. – 1971. – Vol. 753. – P. 27–39.

13. Криштал М. М. Скоростная чувствительность сопротивления деформированию при прерывистой текучести / М. М. Криштал // ФММ-1995. – Т. 80. – С. 163–167.

14. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals / D. L. Holt // J. Appl. Phys. – 1970. – Vol. 41. – № 8. – P. 3197–5202.

Одержано 21.09.2022

## RELATION BETWEEN DISCONTINUOUS PLASTIC FLOW AND STRAIN HARDENING OF THE LOW-CARBON STEEL

|               |  |
|---------------|--|
| Vakulenko I.  | Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Applied Mechanics and Materials Science of the Ukrainian State University of Science and Technologies, Dnipro, Ukraine, e-mail: vakulenko_igor@ukr.net; |
| Plitchenko S. | Ph. D., 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;        |
| Bolotova D.   | Senior lecturer of the Dnipro Lyceum of Railway Transport, Dnipro, Ukraine, e-mail: dasha.bolotova@i.ua;   |
| Perkov O.     | Ph. D., Senior researcher of the information department of Iron and Steel Institute n.a. Z.I.Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, Dnipro, Ukraine, e-mail: vakulenko_igor@ukr.net      |

**Purpose.** Determination of the conditions for the disappearance of a section of intermittent flow and its effect on the strain hardening of low-carbon steel.

**Actuality.** The use of low carbon steels with intermittent flow for stamping has a significant limitation. Based on this, the issues of the effect of ferrite grain size on the occurrence of intermittent flow are relevant for determining the optimal structural state of steels intended for deep drawing.

**Research methods.** The structure of the samples was studied under a light microscope, the grain size of the ferrite was determined by the methods of quantitative metallography. The mechanical properties of steel were determined in tension at room temperature and a strain rate of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . The characteristics of the initiation of plastic flow and the parameters of strain hardening were determined from the analysis of tension curves in logarithmic coordinates. In the region of uniform strain hardening, the deformation of the violation of the directly proportional relation  $\lg\sigma\text{-}\lg\epsilon$  was determined as the moment of formation of dislocation structures with a certain periodicity.

**Results.** An increase in the grain size of ferrite is accompanied by a decrease in the region of intermittent flow and a shift in the moment of formation of a dislocation cellular structure towards small plastic deformations. The strain hardening rate in the region of uniform work hardening and the Lüders strain are related by an inversely proportional relationship. With excessively large grain sizes of ferrite, the difficulty of maintaining conditions for a uniform distribution of slip lines is one of the reasons for the disappearance of the intermittent flow region on the deformation curves of low-carbon steel.

**Scientific novelty.** With an increase in the grain size of ferrite, the deformation of the beginning of the decay of a uniform distribution of dislocations into periodic structures is shifted to a decrease. At the same time, an increase in the ability of the metal to work hardening during the formation of a deformation band contributes to a decrease in the length of the intermittent flow section.

**Practical value.** Determining the nature of the influence of the grain size of low-carbon steel ferrite on the characteristics of work hardening and the formation of dislocation periodic structures can be useful in determining the optimal structural state of steel for deep drawing.

**Key words:** ferrite grain size, dislocation, Lüders deformation, work hardening.



## II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 672.11, 539.3

### DETERMINATION OF THE OPTIMAL PARAMETERS OF LASER BORIDING TO IMPROVE THE WEAR RESISTANCE OF PISTON RINGS

Gluskova D. Dr. Sc. (Tech.), Head of the Department of Technology of Metals and Materials Science, Kharkov, National Automobile and Highway University, Kharkov, Ukraine, *e-mail: diana@khadi.kharkov.ua;*

Volchuk V. Dr. Sc. (Tech.), Head of the Department of Materials Science and Materials Processing, State Higher Educational Institution Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, Dnipro, Ukraine, *e-mail: volchuky@gmail.com*

**Purpose.** The goal was to determine the effect of laser heating parameters on the structure and depth of the borated layer, since the properties of piston rings depend on the depth of the latter.

**Research methods.** Microstructural and X-ray phase analyzes were used to determine the structural state of piston rings.

**Results.** Application of traditional boriding methods associated with diffusion of boron into the solid phase leads to formation of the working layer having high brittleness. The conducted studies revealed that the increase in the speed of displacement of the part in the process of laser heating reduces the depth of the borated layer. Such a dependence is observed both at 0.15 mm thickness of coating and at a thickness of 0.30 mm. For all modes of workpiece displacement speed for the used boron containing envelope with the above-specified thickness a higher thickness of the borated layer and the heat affected area corresponds to a higher thickness of coating. Increase of the spot size leads to an increase in the depth of the layer. By X-ray and metallographic diffraction there were decoded the phases and structural constituents of the borated layer.

**Scientific novelty.** An approach to solving the problem of increasing the wear resistance of piston rings without crumbling is shown. The use of laser heating during drilling ensures the formation of a new layer with special properties. However, optimal properties can be achieved only after establishing a relationship between the parameters of the process and the depth of the boron layer. X-ray and metallographic analysis determined the relationship between the rate of irradiation and the proportion of high-boron structures in the layer. It is shown that the borated layer in high-strength cast iron contains such phases as FeB, Fe<sub>2</sub>B, α-phase, borocementite Fe<sub>3</sub>(B,C).

**Practical value.** Increased wear resistance of piston ring materials, which often limits the growth of machine productivity and their service life. Research results can be extended to other parts subject to intensive wear.

**Key words:** piston rings, borated layer, laser heating.

#### Introduction

One way to improve the performance properties of cast iron piston rings, exposed to abrasion, is boriding. However, the use of traditional boriding methods associated with diffusion of boron into a solid phase leads to the formation of a working layer having high brittleness. Therefore, the actual problem is the development of a different method of surface hardening, not leading to embrittlement. Implementation of such a process can be carried out using laser heating accompanied by surface layer melting. However, this method can be offered to be used in the production only after a detailed study of the relationship between the parameters of process implementation and the depth of the layer, as well as after studying the peculiarities of structure formation under specific conditions of laser boriding. The properties of the product on which a borated layer is applied depend on the depth of the latter.

Analysis of publications shows that the technique of increasing the wear resistance of piston rings by boriding,

conducted using non-traditional methods, but using the latest technologies has not been developed so far. In sources [1–3] they proposed to increase durability by either traditional borating, or laser treatment. However, there is no association of these two technological processes.

Implementation of such a process can be carried out by establishing the interrelation between the parameters of laser heating and the depth of the borated layer.

The objective of this work was to determine the influence of laser action parameters into the depth of the borated layer and revealing the features of structure formation of such layers.

#### Purpose

The goal was to determine the effect of laser heating parameters on the structure and depth of the borated layer, since the properties of piston rings depend on the depth of the latter.

### Material and methods of the experiment

The research material applied was ductile iron containing C = 3.47 %, Si = 2.15 %, Mn = 1.36 %. After pre-treatment, it had a ferrite-perlite structure (85-90% perlite). The size of nodule corresponds to 3 points.

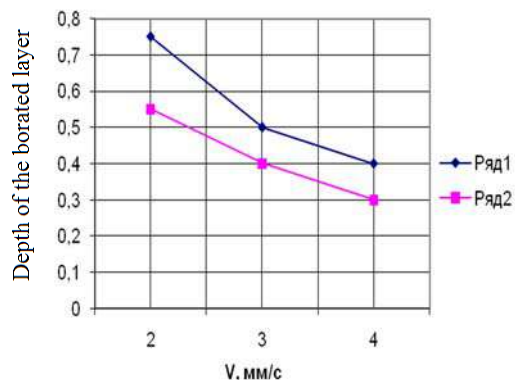
Laser treatment was carried out using the continuous CO<sub>2</sub> laser. At a constant irradiation power they varied the speed of movement of the sample in the range of 2–4 mm/s. The thickness of coating boron was 0.15 mm and 0.30 mm. Conditional defocusing ( $F_{\text{cond}}$ ) allowed to change the irradiation spot diameter from 2 to 4 mm. A mixture of amorphous boron with acetone and zapon varnish was used as a coating material.

The structure, phase composition, the depth of the borated layer was studied by optical microscopy, using conventional and staining etching as well as X-ray structural analysis.

### Findings

With the help of etching by a 4 % nitric acid solution, revealing the entire layer structure, it was established that the change in the metal structure as a result of doping occurs only in the melting zone. Study of the profile of the reflow zone boundary indicates that a deeper penetration of the metal matrix occurs near the graphite inclusions that confers the border in waves.

Fig. 1 shows the dependence of the depth of the borated layer on the speed of workpiece displacement for two cases – with a coating thickness of 0.15 and 0.30 mm (curve 1 and 2 respectively).

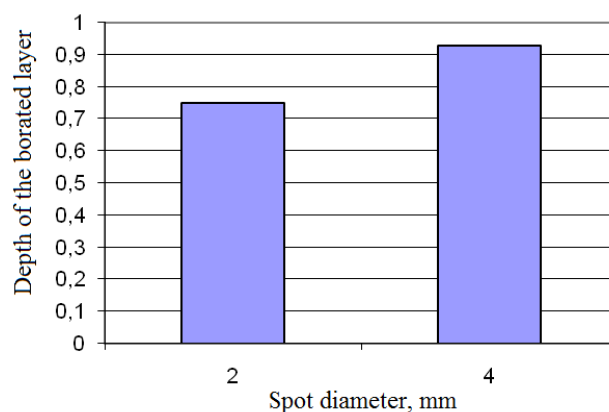


**Fig. 1.** Dependence of the depth of the borated layer on the rate of workpiece displacement: 1 – 0.3 mm thickness of coating; 2 – 0.15 mm thickness of coating

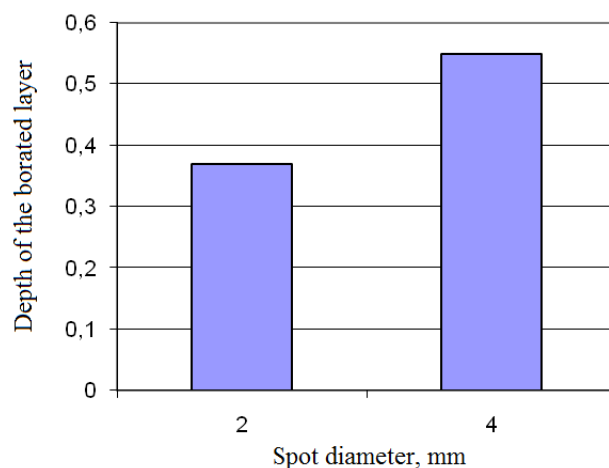
The graph shows that with an increase in the velocity of sample movement the depth of the borated layer decreases. Such dependence is observed both at 0.15 mm thickness of coating and at a thickness of 0.30 mm. Over a full range of speeds of workpiece movement for the applied boron containing coating with the specified thickness a greater thickness of the borated layer and HAZ corresponds to greater thickness of coating.

Fig. 2 shows a histogram of the depth of the borated layer with a thickness of 0.3 mm and the workpiece velocity of 2 mm/s for the spot diameter 2 and 4 mm, and Fig. 3

presents the same histogram in case of specimen velocity of 4 mm/s.



**Fig. 2.** Histogram of the borated layer depth with a thickness of 0.3 mm and specimen velocity of 2 mm/s for different diameter of the spot



**Fig. 3.** Histogram of the depth of the borated layer with a thickness of 0.3 mm and specimen velocity of 4 mm/s for different spot diameter

The above histograms show that the variation of defocusing conditions, the consequence of which is the change of the spot diameter irradiation, results in a noticeable change in the depth of the layer of laser doping. Thus, reducing the defocus, ceteris paribus, the result of which there is a decrease in spot diameter, it causes a decrease in the depth of laser irradiation.

It can be assumed that the resulting effect is due to a significant increase in the surface temperature resulting in intense evaporation of the coating layer, increasing the energy costs for evaporation.

X-ray analysis showed that the borated layer in the ductile iron contains such phases as Fe<sub>B</sub>, Fe<sub>2B</sub>, α- phase, borocementite Fe<sub>3</sub> (B, C).

A comparison of microscopic and X-ray analysis with diagrams of state Fe-B and Fe-Fe<sub>2</sub>B-Fe<sub>3</sub>C revealed that these phases at crystallization of melt can form throughout the volume of the molten layer various structural compo-

nents: a mixture of peritectic type (FeB + Fe<sub>2</sub>B), hypereutectic, eutectic and hypoeutectic structures.

Differentiation of phases in various structures is carried out by the method of coloring etching; by the analysis of primary crystals forms.

Excess  $\alpha$ - phase is formed from  $\gamma$ - phase primary crystals according to the martensitic mechanism. Borocementite Fe<sub>3</sub> (B, C) and borides FeB, Fe<sub>2</sub>B differ by metallography – by excess crystals form and the behavior during staining etching.

Primary borocementite crystals present plate-clustering – flat dendrites, which in cross sections are perpendicular to the surface, are detected in the form of thin strips.

In accordance with the ternary diagram borocementite can be formed not only by direct crystallization from a liquid solution, but also as a result of peritectic transformation [2].

Structurally-free crystals of borides Fe<sub>2</sub>B are observed in the form of rodlet crystals having in the cross-section the shape of squares, rhombus, triangles, i.e. of all possible cross-sections of the tetragonal prism.

Eutectic components of structures in the borated layer are characterized by a definite structure diversity and dispersion.

The eutectic point in different layers and within the same layer is different by both different dispersion ability and various quantitative relation between the phases.

Comparing the patterns of layers with the comparable depth illustrates the effect of coating depth on the structure. For example, a three-zone layer with predominance of eutectic and hypoeutectic structures can become dual-zone with hypereutectic and eutectic zones with a predominance of the first one when changing the thickness of coating from 0.3 to 0.15 mm.

With increasing the exposure rate, under otherwise equal conditions of treatment there is a decrease in the depth of the layer, i.e. the volume of the molten metal bath decreases and consequently- the amount of boron dissolved in it increases therein. The data of X- ray diffraction and microscopic analysis reveal a change in the layer composition. X-ray diffraction shows an increase in the intensity of

borocementite lines with the growth of irradiation rate, and microstructurally it is revealed by an increase in the share of structures with a high content of boron.

### Conclusions

1. It was established that when conducting laser boriding with an increase in RMS-velocity of sample movement the depth of the borated layer decreases.

2. The histograms of the borated layer indicate the increase of the latter with an increase of the irradiation spot diameter from 2 to 4 mm.

3. X-ray and metallographic diffraction detected the phases and structural composition of the borated layer.

4. The effect of coating thickness on the structure is established.

5. X-ray and microstructural diffraction analysis revealed a connection between the RMS-irradiation growth and the share of high-boron structures in the layer.

6. The results of the research can be recommended for implementation in production of both piston rings and other parts made of ductile iron subjected to wear during operation.

### References

1. Технология конструкционных материалов и материаловедение / И. П. Гладкий, В. И. Мощенок, В. П. Тарабанова, Н. А. Лалазарова, Д. Б. Глушкова. – Х. : ХНАДУ, 2014. – 464 с.

2. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов / А. Г. Григорьянц. – М. : Машиностроение, 2009. – 272 с.

3. Матвеев Ю. И. Повышение долговечности деталей с использованием лазерной обработки / Ю. И. Матвеев. – Новгород, 2003. – 329 с.

4. Упрочнение изделий из высокопрочного чугуна / Ю. Н. Дзюба, А. П. Любченко, Д. Б. Глушкова, В. П. Тарабанова // Вісник ХНАДУ: зб. наук. пр. – 2003. – Вип. 3. – С. 72–74.

Одержано 23.09.2022

## ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО БОРИДУВАННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ

Глушкова Д. Б.

д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри технології металів та матеріалознавства, Харківський національний автомобільнодорожній університет, м. Харків, Україна, e-mail: diana@khadi.kharkov.ua;

Волчук В. М.

д-р техн. наук, доцент, завідувач кафедри матеріалознавства і обробки матеріалів, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, м. Дніпро, Україна, e-mail: volchuku@gmail.com

**Мета роботи.** Встановити вплив параметрів лазерного нагріву на склад та глибину шару борування, так як властивості поршневиx кілець залежать від глибини останнього.

**Методи дослідження.** Для визначення структурного стану поришевих кілець використовували мікроструктурний та рентгенофазовий аналізи.

**Отримані результати.** Використання традиційних способів борування, пов'язаних з дифузією бору в тверду фазу, приведе до формування робочого шару, що має високу крихкість. В результаті проведених досліджень встановлено, що збільшення швидкості переміщення деталі в процесі лазерного нагріву зменшує глибину шару борування. Така залежність спостерігається як при товщині обмазки 0,15 мм, так і при товщині 0,30 мм. При всіх швидкостях переміщення зразка для використаної обмазки, що містить бор, із вказаними товщинами більша товщина борованого шару та зони термічного впливу відповідає більшій товщині обмазки. Збільшення діаметру плями сприяє зростанню глибини шару. Рентгенографічним і металографічним методами розшифровані фази і структурні складові шару борування.

**Наукова новизна.** Показано підхід до вирішення проблеми підвищення зносостійкості поришевих кілець без окрихчування. Використання лазерного нагріву при боруванні забезпечує утворення нового шару з особливими властивостями. Однак оптимальні властивості можуть бути досягнуті тільки після встановлення зв'язку між параметрами проведення процесу і глибиною борованого шару. Рентгенографічним і металографічним аналізом визначений зв'язок між швидкістю опромінення і часткою високобористих структур в шарі. Показано, що борований шар в високоцінному чавуні містить такі фази, як FeB, Fe<sub>2</sub>B, α- фазу, бороцементит Fe<sub>3</sub>(B,C).

**Практична цінність.** Підвищена зносостійкість матеріалів поришевих кілець, що часто обмежує зростання продуктивності машин і терміну їх експлуатації. Результати досліджень можуть бути поширені і на інші деталі, що підлягають інтенсивному зношуванню.

**Ключові слова:** поришеві кільця, шар борування, лазерний нагрів.



УДК 621.891

## INCREASING THE WEAR RESISTANCE OF HEAVY LOADED FRICTION UNITS OF ANTI-FRICTION GAS THERMAL COATINGS

|             |  |
|-------------|--|
| Popov S.    | Dr. Sc., Ph.D, Professor of the Department “Equipment and technologies of welding production”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:snpopovzntu@ukr.net">snpopovzntu@ukr.net</a> ; |
| Shumykin S. | Ph.D., Associate Professor of the Department “Equipment and technologies of welding production”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:shusa1958@ukr.net">shusa1958@ukr.net</a> ;   |
| Laptieva H. | Ph.D., Associate Professor of the Department “Equipment and technologies of welding production”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:lszoy88@gmail.com">lszoy88@gmail.com</a> ;   |
| Yuzhakov M. | Master student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:kafedra_otzv@zp.edu.ua">kafedra_otzv@zp.edu.ua</a>  |

**Purpose.** The purpose of this study is to establish technological conditions and parameters for obtaining materials for improving the performance of machine parts under conditions of heavily loaded friction units due to quasi-tribosystems of gas thermal sprayed anti-friction layers.

**Research methods.** Prior data were used in combination with our own scientific developments of the dependences of the influence of the chemical composition of gas thermal sprayed anti-friction layers on the physical and mechanical properties of the surface layer of the material, which is destroyed under tribosystem conditions.

**Results.** On the basis of the theoretical and practical scientific research, a set of relevant knowledge has been obtained, which makes it possible to determine the main criteria requirements for obtaining anti-friction layers and graphically describe the characteristics of the alloy and show the correlations of the parameters with each other. The positive role of aluminum as a soft component of anti-friction pseudoalloys, which is well sprayed by thermal metallization at an affordable cost, has been experimentally confirmed. It has been proven that gas thermal coatings in the form of pseudoalloys, consisting of particles with different physical and mechanical properties of materials, can have up to 2–3 times higher wear resistance compared to single-component coatings from materials included in the composition.

**Scientific novelty.** Theoretical and practical scientific research with the reproduction of system analysis to increase the resistance to destruction under the conditions of quasi-tribosystems of gas thermal sprayed anti-friction layers is given. It is shown that in order to ensure a good running in of the contacting surfaces in the friction zone and particles of hard material with high wear resistance and resistance against sticking with the counterbody, anti-friction pseudoalloys of coatings should contain zones of material particles with lower hardness to comply with the Charpy principle. It has been determined that when spraying composite wires for application as a solid component of anti-friction coatings, it is possible to use particles of alloying elements that form intermetallic compounds or phase components of alloys with a high hardness during melting. A comparative analysis showed that two-component coatings deposited with composite wires are characterized by higher hardness and wear resistance under high contact pressures compared to coatings of the same composition deposited with different types of solid wires.

**Practical value.** The obtained results allow, within the framework of technical and technological accuracy, which is necessary in the practical engineering forecasts, to determine the physical and mechanical properties of wear resistant gas thermal sprayed anti-friction layers under conditions of quasi-tribosystems. Thus, in comparison with cast anti-friction materials of the same composition, anti-friction layers obtained by thermal metallization have a 1.5–1.8 times higher wear resistance.

**Key words:** wear resistance, hardness, quasi-tribosystems, anti-friction layer, gas thermal coating, spraying, pseudoalloy.

### Introduction

To improve the performance of machine parts with heavily loaded friction units due to the availability of applications in the repair, restoration, hardening of working surfaces, the technologies of gas thermal spraying of anti-friction layers are becoming more and more widely used [1].

First of all, this is due to the fact that the methods of gas thermal spraying, despite the metallurgical compatibility of the material of the part, provide a wide range of coating thickness from 0.1 mm to 8 mm. In addition, an insignificant melting zone of the working surface and a slight overheating of the product cause the absence of critical deformations. This makes it possible to expand the technical and technological range of applying

coatings on products without limiting their thickness to dissimilar materials from pure metals to alloys and non-metallic materials of ceramics, glass, and wood.

The problem of gas thermal coatings lies in their insufficient technological adhesion to the friction surface, limited properties that are related to the strength and plasticity of sprayed layers compared to welded ones. The analysis of the operating conditions showed that, taking into account the low adhesive and strength properties of gas thermal coatings, it is most appropriate to apply them to parts working under conditions of corrosion destruction, anti-friction layers for work under conditions of sliding friction, surface wear, which provide press and running fits during multi-cycle fatigue failure.

Therefore, the materials must provide high wear resistance and a low coefficient of friction of the sprayed surfaces of parts, a low tendency to the development of adhesion processes between contacting surfaces with limited access of lubricant to the friction zone and destruction of the oil film, as well as high strength and adhesive properties. Also, the materials must have high heat capacity and thermal conductivity to ensure good heat removal from the friction zone, to prevent overheating of the coating and destruction of the oil film. Therefore, in this work, the possibility of applying high-quality coatings from anti-friction pseudoalloys, which will be suitable for work in conditions of sliding friction at high contact pressures and limited supply of lubricants, was studied by the electric arc method.

In the literature, there are data on the use of several types of anti-friction pseudoalloys, the most famous of which are copper-lead, copper-steel, and steel-aluminum compositions [5, 13]. The work studied the workability of pseudoalloys with a composition of 70 % Cu + 30 % Al, 85 % Fe (low-carbon steel) + 15 % Cu, 75 % Cu + 25 % Pb at sliding speeds of 3 – 4 m/s and loads up to

$294 \times 104 \text{ N/m}^2$ . Under such working conditions, an oil film was formed and preserved in the friction zone, which ensured high performance and good tribotechnical properties of all sprayed pseudoalloys. The high performance of pseudoalloys compared to cast materials is due to the fact that, like metal-ceramic materials, they have a porous heterogeneous structure. The presence of recesses and pores provides favorable conditions for maintaining the oil film in the process of friction even after stopping the supply of lubricant. Porosity promotes wetting and absorption of wear products. Therefore, pseudoalloys run in quickly and show little tendency to burr formation compared to cast anti-friction materials.

A significant improvement in the operational characteristics of the sprayed layers can be obtained through the application of multi-component coatings with a wide range of doping. This can be achieved when using polymetallic composite wires, which have a metal shell and a core in the form of one or more metal wires of different composition, for applying metallization layers. By changing the materials of the shell and core, their mass ratio, it is possible to obtain a wide range of compositions and properties of

sprayed coatings, which ensure the achievement of acceptable tribotechnical and strength characteristics of the applied layers for the given operating conditions.

### Materials and experiments

The possibility of using different compositions of two-component pseudoalloys of the Fe-Al, Cu-Fe, Cu-Al type, sprayed by the electric arc method using solid and polymetallic wires, as well as multi-component coatings of the Fe-Cu -Al type for parts operating at high contact pressures in conditions of sliding friction at low speeds and limited supply of lubricant was studied.

The wear resistance of two-component pseudoalloys of the Fe- Al, Cu-Fe and Cu-Al type, coated with solid and composite wires, was determined when working together with a steel roller made of steel 45 under conditions of limited supply of lubricant by drop method.

When determining the specified indicators, spraying was carried out on samples, the surface of which was treated by shot blasting with an acute shot with a particle size of 0.8–1.5 mm, in order to obtain a microrelief with  $Rz = 30\text{--}60 \mu\text{m}$ . Spraying was carried out with wires with a diameter of 1.5–1.8 mm, the speed of which was selected depending on the desired composition of the coating. Other mode parameters were supported within the following limits: arc voltage 34–38 V; spray air pressure 0.495–0.505 MPa;

The wear resistance of the coatings was determined by testing samples with a cylindrical surface according to the “shaft – clamp” scheme and samples with a flat working surface when they were worn by a roller according to the “linear contact” scheme (Fig. 1).

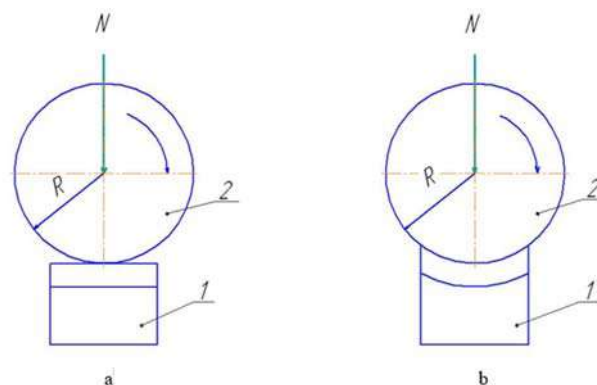


Fig. 1. Testing of samples according to the scheme of “linear contact” (a) and “cylindrical contact” (b)

1. Sample with metallization coating;

2. Wear roller made of steel 45

R is the radius of the roller, N is the load on the roller

The tests were carried out on a 2070CMT-1 machine with a roller with a diameter of 50 mm at a relative sliding speed of 0.392 m/s. Tests of flat samples according to the “linear contact” scheme were carried out under loads of 1250 N, 2400 N and 4800 N per 1 cm of the length of the contact line. The intensity of wear was determined by the volume of the worn pit V, related to the length L of the

friction path. The volume of the worn pit on the sample was determined geometrically, taking into account its dimensions from the ratio:

$$V = \frac{2}{3}b \left( r - \sqrt{r^2 - \frac{b^2}{4}} \right) l,$$

where  $b$  – the width of the hole, mm

$r$  – the radius of the surface of the pit, which was taken to be equal to the radius of the roller, mm

$l$  – the length of the pit, mm.

Samples measuring 10×20 mm with a concave cylindrical surface were tested according to the “cylindrical contact” scheme of the “shaft-clamp” system under loads of 1600 N, 2400 N and 3200 N, which provided a pressure on the surface of the sample of 8 MPa, 12 MPa and 16 MPa, respectively. The wear intensity was also determined by the ratio of the worn volume of the sample to the friction path. The worn volume was calculated based on the results of measuring the weight loss of the samples during tests, taking into account the specific weight of the coating.

The value of the coefficients of friction and the tendency of the sprayed coatings to develop adhesion processes with the counterbody were also evaluated. The coefficient of friction was determined by the ratio of the friction moment to the load and the radius of the wearing roller. The propensity of sprayed coatings to the development of adhesion processes with a steel roller was determined by the time interval from the cessation of the supply of lubricant to a sharp increase in the friction moment.

The strength characteristics of the coatings were evaluated based on the results of measuring their integral hardness, the adhesion strength of the coating to the surface of the sample, and the amount of internal stresses in the sprayed layer. The hardness of the sprayed layers was determined based on the results of five parallel measurements with a ball indenter using the Rockwell method on the HRB scale. The adhesion strength of the coating to the surface was evaluated using the “pin pull” method [4,9]. It is known [4] that the numerical values of the adhesion strength, determined by the “pin pull” method, depend on the pin diameter and will be larger the smaller the pin diameter is used to evaluate the adhesion strength. Therefore, this characteristic has a comparative information value for the same test conditions. Samples with pins with a diameter of 5 mm were used to determine the adhesion strength of the coatings.

A comparative assessment of the magnitude of internal stresses in gas thermal coatings was carried out by measuring the deflection of 2×20×200 mm samples after spraying pseudoalloy coatings on their surface. Before spraying, the samples were polished, shot blasted to create the necessary microrelief on the sprayed surface, and then annealed in a clamped state in a vacuum furnace to eliminate internal stresses from rolling and shot blasting.

After spraying of such samples, a deflection occurs in them, the value of which was measured with an indicator

with an accuracy of 0.05 mm.

Determination of the amount of internal stresses in the sprayed layer was carried out according to the simplified Brenner-Senderoff relationship [4]:

$$\sigma_r = \frac{E_2 \delta_2}{6r \delta_1} \left( \delta_2 + \left( \frac{E_1}{E_2} \right)^{\frac{5}{4}} \delta_1 \right), \text{ МПа}$$

where  $\delta_1$  is the coating thickness, m;

$\delta_2$  – thickness of the steel sample, m;

$r$  – radius of curvature of the sample, m;

$E_1$  – the modulus of elasticity of the sprayed layer, МПа;

$E_2$  – the modulus of elasticity of the material of the steel sample, МПа.

The radius of curvature of the sample was determined taking into account the value of the measured deflection  $h$  and the length of the sample  $L$  from the ratio:

$$r = \frac{L^2 + 4h^2}{8h}, \text{ м}$$

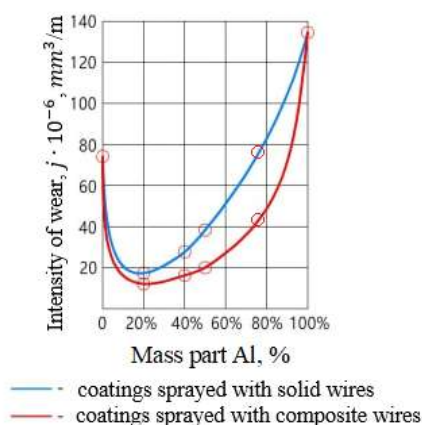
When calculating the value of internal stresses, the modulus of elasticity of the sample material and the modulus of elasticity of metallization coatings made of copper, aluminum, and iron (steel with a carbon content of <0.08 %) were taken according to the existing experimental values given in works [4, 5, 10, 11].

The estimated values of the modulus of elasticity of composite coatings were obtained by additively summing the modulus of elasticity of simple substances that were part of the coating. Average calculated values obtained from the results of three parallel experiments were taken as an evaluative value of the magnitude of internal stresses for each type of coating.

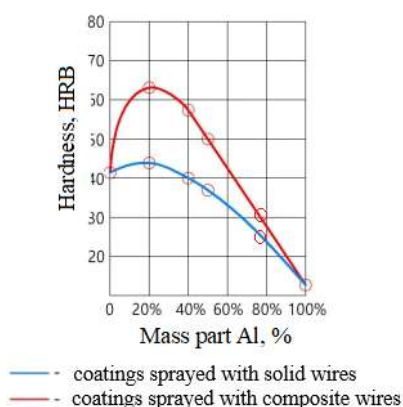
## Results and discussion

The results of the research showed that when working in conditions of sliding friction at low speeds and limited supply of lubricant, all types of sprayed pseudoalloys have several times greater wear resistance compared to single-component coatings made of copper, aluminum or iron. This regularity is preserved for all test schemes and different values of contact pressures.

When working in conditions corresponding to the “linear contact” scheme, iron-aluminum coatings showed higher wear resistance. Minimal losses have pseudoalloys with 20–30 % Al (Fig. 2). At the same time, coatings sprayed with composite wires have higher hardness and wear resistance compared to coatings of a similar composition, but sprayed using continuous wires (Fig. 3). This is caused by the presence of a significant amount of FeAl intermetallic phase in coatings sprayed with composite iron-aluminum wires, while such intermetallic is practically not detected in coatings sprayed with various types of continuous wires.



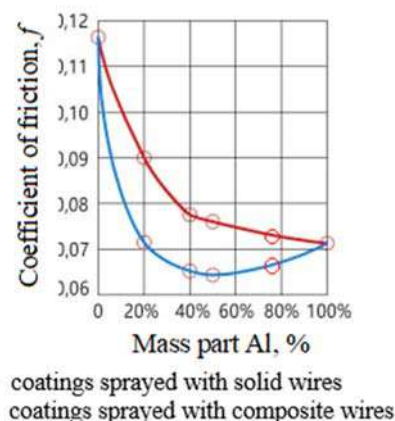
**Fig. 2.** Influence of aluminum content on the intensity of wear of Fe-Al coating in conditions of linear contact with a load of  $2.4 \times 10^5$  N/m



**Fig. 3.** Effect of aluminum content on hardness of Fe-Al coating

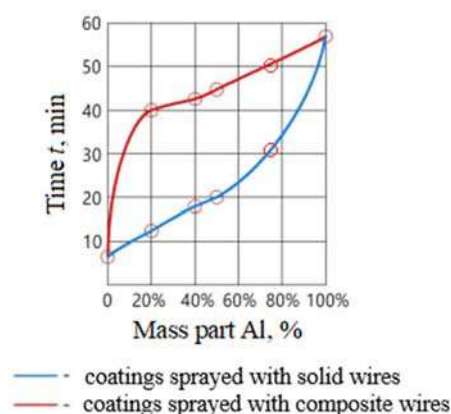
When working under the conditions of “cylindrical contact”, the amount of volumetric wear of the samples is significantly higher compared to the test according to the “linear contact” scheme. This is caused by the influence of the scale factor, due to the different area of the surface areas of the sample that are in contact during the friction process, as well as the deterioration of the conditions for the lubricant to enter the friction zone with cylindrical contact at low sliding speeds. But even in the conditions of cylindrical conjugation of Fe-Al surfaces, coatings sprayed with composite wires wear out less intensively compared to layers sprayed with solid wires.

The presence of a smaller amount of the soft component in coatings sprayed with composite wires causes a higher coefficient of friction compared to coatings sprayed with solid wires, both when worn in cylindrical and linear contact conditions (Fig. 4).



**Fig. 4.** Influence of the aluminum content in Fe-Al pseudoalloys on the friction coefficient after stopping the supply of lubricant for samples with linear contact under a load of  $2.4 \times 10^5$  N/m

Coatings sprayed with composite wires can work longer without lubrication before beginning processes adhesion with the steel roller compared to coatings of a similar composition sprayed with solid wires (Fig. 5).



**Fig. 5.** Influence of the aluminum content in Fe-Al pseudoalloys on the time of adhesion with a steel roller after stopping the supply of lubricant for samples with linear contact under a load of  $2.4 \times 10^5$  N/m

In conditions of cylindrical conjugation of the sample surfaces, this time differs by two times, and in conditions of linear contact, this difference increases to three times.

For copper-aluminum coatings, the maximum wear resistance is achieved in pseudoalloys containing 20–30 % Al. Compared to iron-aluminum coatings, copper-aluminum layers have 20–30 % lower wear resistance at high pressures in linear contact conditions. At the same time, in cylindrical conjugation, when it is difficult to get lubricant into the friction zone, Cu-Al layers are somewhat superior in resistance to wear of Fe-Al coatings, sprayed with both composite and continuous wires.

They are less prone to the development of adhesion processes after stopping the supply of lubricant, providing twice the duration of operation of sprayed surfaces without lubrication compared to Fe-Al layers with a similar aluminum content.

Copper-aluminum compositions are easier to run in and have a lower coefficient of friction compared to iron-aluminum compositions. For tests under conditions of linear contact, this difference reaches 1.2–1.3 times, and for cylindrical conjugations 1.1–1.15 times.

In iron-copper compositions, the copper content in the amount of 20–50 % helps to increase the wear resistance at high pressures in the conditions of linear contact, but it is inferior to the wear resistance of Fe-Al and Cu-Al compositions. In the conditions of cylindrical Fe-Cu contact, coatings containing 20–50 % copper also have significantly higher wear resistance compared to one-component iron or copper coatings, but even in this case they are also inferior to the performance of Fe-Al layers.

Based on the obtained data, it was established that all types of investigated two-component pseudoalloys under wear conditions at high contact pressures and limited supply of lubricant have better performance compared to single-component iron, copper or aluminum coatings.

Pseudoalloys sprayed with composite wires have greater hardness compared to coatings of a similar composition sprayed with solid wires.

Therefore, they work better at high contact pressures in linear contact conditions. In cylindrical conjugations with a smaller value of contact pressures, coatings with a significant content of soft components, which are obtained by spraying solid wires, work in better and wear less.

Among the studied coatings sprayed with composite wires, iron-aluminum coatings are characterized by maximum wear resistance. However, they also have the greatest tendency to adhesion with the steel counterbody after stopping the supply of lubricant. Metallization coatings of the Cu-Al and Fe-Cu type are somewhat inferior to them in terms of wear resistance, but have a lower friction coefficient and a lower tendency to adhesion with a steel roller.

The performance of parts with a metallization coating largely depends not only on their tribotechnical characteristics, but also on the strength of adhesion of the coating to the surface of the product and the amount of internal stresses that arise in it during cooling.

The adhesion strength depends on the quality of preparation of the surface of the product for spraying, as well as modes and techniques of spraying the coating. But under other identical conditions, the adhesion strength will also depend on the thermophysical properties of the sprayed materials, the enthalpy of the particles, the possibility of exothermic reactions between the components of the sprayed materials.

Internal stresses, which depend on spraying modes and thermophysical properties of materials, when spraying coatings on the flat and internal surfaces of products, reduce the adhesion strength and contribute to the detachment of the coating from the surface of the part. When applying coatings to the outer surface of products,

significant internal stresses can lead to the appearance of cracks and the destruction of the sprayed layer. Therefore, the adhesion strength and internal stresses significantly affect the performance of sprayed parts.

### Conclusions

1. The analysis showed that compared to cast anti-friction materials of a similar composition, anti-friction layers obtained by thermal metallization methods have 1.5–1.8 times higher wear resistance.

2. It has been proven that gas thermal coatings in the form of pseudoalloys, consisting of particles with different physicochemical properties of materials, can have up to 2–3 times more wear resistance compared to single-component coatings made of materials included in the composition.

3. It is shown that in order to ensure a good fit of the contacting surfaces in the friction zone and particles of hard material with high wear resistance and resistance against sticking with the counterbody, anti-friction pseudoalloys of coatings should contain zones of particles of material with lower hardness to comply with the Charpy principle.

4. The positive role of aluminum as a soft component of anti-friction pseudoalloys, which at an affordable cost is well sprayed by the method of thermal metallization, has been experimentally confirmed.

5. It was determined that when spraying composite wires, for use as a solid component of anti-friction coatings, it is possible to use particles of alloying elements that form in the process of melting intermetallics or phase components of alloys that have a higher hardness.

6. Comparative analysis showed that two-component coatings sprayed with composite wires are characterized by higher hardness and wear resistance under conditions of high contact pressures compared to coatings of a similar composition sprayed with different types of solid wires.

### References

1. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин [Текст] / под ред. В. С. Попова. – Запорожье : изд-во «Мотор Січ», 2000. – 394 с.
2. Попов С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні : навчальний посібник [Текст] / С. М. Попов, Д. А. Антонюк, В. В. Нетребко. – Запоріжжя : ЗНТУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – 367 с.
3. Зносостійкість сплавів, відновлення та зміцнення деталей машин : навчальний посібник [Текст] / за заг. ред. В. С. Попова. – Запоріжжя : Вид-во ВАТ «Мотор Січ», 2006. – 420 с.
4. Попов S. N. Theoretical aspects of composite bi-metallic designs creation with optional heterogeneous wear resistant plating [Текст] / S. N. Попов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2001. – № 2. – С. 84–86.
5. Троицкий А. Ф. Основы металлизации распылением [Текст] / А. Ф. Троицкий. – Ташкент : Госиздат – УзССР, 1960 – 185 с.



6. Багатокритеріальний підхід до аналізу визначення основних критеріїв зношування деталей [Електрон. ресурс] / С. М. Попов, С. О. Шумикін, І. М. Білоник, О. М. Захаренко // Scientific achievements of modern society: the 6th International scientific and practical conference, 5-7 February 2020 : abstracts. – Liverpool: Cognum Publishing House, 2020. – P. 1048–1053. – Режим доступу : <http://sci-conf.com.ua>.

7. Popov S. Technology for increasing abrasive wear resistance of parts of road construction machines [Електрон. ресурс] / S. Popov, S. Shumykin, R. Sule // Perspectives of world science and education: the 8th International scientific and practical conference, 22–24 April 2020 : abstracts. – Osaka : CPN Publishing Group, 2020. – P. 129–132. – Режим доступу : <http://sci-conf.com.ua>.

8. Popov S. The process of contact interaction on the friction surface as for blades of coal fans [Електрон. ресурс] / S. Popov, S. Shumykin, I. Mozgovaya // Modern science: problems and innovations: the 3rd International scientific and practical conference, 1–3 June 2020 : abstracts. – Stockholm : SSPG Publish, 2020. – P. 178–181. – Режим доступу : <http://sci-conf.com.ua>.

9. Popov S. M. Mathematical simulation of welded deposit layers as for adaptation of materials to failure in quasidissipative tribosystems [Text] / S. M. Popov, S. O. Shumykin, H.M. Laptieva // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2020. – № 2. – С. 82–87.

10. Kawase K, Kureishi M. Temperature of the fused metal in arc spraying- study an arc Spraying (Reports). Trans. Jap. WeldSoc, 1985. – 16. – N 1. – P. 82–88.

11. Газотермические покрытия из порошковых материалов справочник [Текст] / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. П. Сидоренко и др. – К. : Наукова думка, 1987 – 544 с.

12. Кудинов В. В. Плазменные покрытия [Текст] / В. В. Кудинов. – М. : Наука, 1977 – 186 с.

13. Кречмар Э. Напыление металлов, керамики и пластмасс [Текст] / Э. Кречмар. – М. : Машиностроение, 1966. – 432 с.

14. Ingham H.S. Metro flame spray handbook / Ingham H.S., Shepard A.P. // Plasma Flame Process – 1965. – Vol. 2. – P. 131–220.

15. Пат. 3322515 США, МКИ 29-191.2. Металлизация распылением в пламени смесей, вступающих в экзотермическую реакцию и образующих интерметаллические композиции / Ф. Диттрих, Б. Шепард, П. Шепард. – № 4422727 ; заявл. 5.05.69 ; опубл. 30.05.70.

16. Пат. 3436248 США МКИ с 23 с 7/00 Составы для газотермического напыления, образующие интерметаллидные композиции / Ф. Диттрих, Б. Шепард, П. Шепард. – № 592238 ; заявл. 22.05.66 ; опубл. 01.04.69

17. Пат. 4276353 США, МКИ В32В15/02. Проволока для газопламенного напыления покрытий / Э. Новинский, Д. Харингтон. – № 936 196 ; заявл. 23.08.78 ; опубл. 30.06.81

Одержано 26.08.2022

## ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ВАЖКОНАВАНТАЖЕНИХ ВУЗЛІВ ТЕРТЯ АНТИФРИКЦІЙНИХ ГАЗОТЕРМІЧНИХ ПОКРИТТІВ

Попов С. М.

д-р филос. наук, канд.техн. наук, професор кафедри «Обладнання та технології зварювального виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: snpopovzntu@ukr.net*;

Шумикін С. О.

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Обладнання та технології зварювального виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: shusa1958@ukr.net*;

Лаптева Г. М.

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Обладнання та технології зварювального виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: lszoj88@gmail.com*;

Южаков М. С.

магістр кафедри «Обладнання та технології зварювального виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: kafedra\_otzv@zpu.edu.ua*

**Мета роботи.** Встановлення технологічних умов та параметрів для отримання матеріалів підвищення працездатності деталей машин в умовах важконавантажених вузлів тертя за рахунок квазітрибосистем газотермічних напилених антифрикційних шарів.

**Методи дослідження.** Використано апріорні дані у комплексі з власними науковими розробками залежностей впливу хімічного складу газотермічних напилених антифрикційних шарів на фізико-механічні властивості поверхневого шару матеріалу, що руйнується в умовах трибосистем.

**Отримані результати.** На основі проведених теоретико-практичних наукових досліджень одержано комплекс відповідних знань, які дозволяють визначити основні критеріальні вимоги для отримання антифрикційних шарів та графічно описати характеристики сплаву та показати кореляції параметрів між собою. Експериментально підтверджено позитивну роль алюмінію як м'якої складової антифрикційних псевдосплавів, який при

доступній собівартості добре розплиюється методом термічної металізації. Доведено, що газотермічні покриття у вигляді псевдосплавів, що складаються з частинок, що володіють різними фізико-механічними властивостями матеріалів, можуть мати до 2–3 разів більшу зносостійкість порівняно з однокомпонентними покриттями матеріалів, що входять до складу композиції.

**Наукова новизна.** Наведено теоретико-практичні наукові дослідження з відтворенням системного аналізу для підвищення опірності до руйнування в умовах квазітрибосистем газотермічних напилених антифрикційних шарів. Показано, що для забезпечення доброго припрацювання контактуючих поверхонь у зоні тертя та частинок твердого матеріалу з високою зносостійкістю та стійкістю до злипання з контртілом антифрикційні псевдосплави покриттів повинні містити зони частинок матеріалу з меншою твердістю для дотримання принципу Шарпі. Визначено, що при розпиленні композиційних дротів, для використання в якості твердої складової антифрикційних покриттів можливо використання часток легуючих елементів, що утворюють в процесі плавлення інтерметаліди або фазові складові сплави, які мають більшу твердість. Порівняльний аналіз показав, що двокомпонентні покриття, напилені композитними дротами, відзначаються більш високою твердістю і зносостійкістю в умовах високих контактних тисків у порівнянні з покриттями аналогічного складу, напиленими різнотипними суцільними дротами.

**Практичне значення.** Отримані результати дозволяють в рамках технічної та технологічної точності, яка необхідна в практичних інженерних прогнозах, визначити фізико-механічні властивості зносостійких напилених газотермічних антифрикційних шарів в умовах квазітрибосистем. Так, порівняно з відлитими антифрикційними матеріалами аналогічного складу антифрикційні шари, отримані методами термічної металізації, відзначаються в 1,5–1,8 рази більш високою зносостійкістю.

**Ключові слова:** зносостійкість, твердість, квазітрибосистеми, антифрикційний шар, газотермічне покриття, напилення, псевдосплав.

УДК 672.11, 539.3

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ВИГОТОВЛЕННЯ ЗА ТЕХНОЛОГІЄЮ ВИБІРКОВОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ (ВЛП) ТА ПОРІВНЯЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ AlSi10Mg РІЗНОГО СПОСОБУ ВИРОБНИЦТВА

- Аджамський С. В.      канд. техн. наук, головний конструктор ТОВ «Адитивні лазерні технології України», м. Дніпро, Україна, e-mail: as@alt-print.com;
- Кононенко Г. А.        д-р техн. наук, с. д., вчений секретар Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), ТОВ «Адитивні лазерні технології України», м. Дніпро, Україна, e-mail: perlit@ua.fm;
- Подольський Р. В.     молодший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), ТОВ «Адитивні лазерні технології України», аспірант Українського державного університету науки та технології, м. Дніпро, Україна, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com

**Мета роботи.** Встановити раціональні режими виготовлення зразків з алюмінієвого сплаву AlSi10Mg при товщині шару 40 мкм за технологією вибіркового лазерного плавлення, дослідження їх механічних властивостей, та порівняння зі зразками, виготовленими за традиційним способом виробництва.

**Методи дослідження.** Для визначення структурного стану сплавів використовували оптичну мікроскопію, гранулометричний аналіз проводили за допомогою скануючого електронного мікроскопу, механічні властивості визначали за стандартною методикою з застосуванням розривної машини; визначення пористості проводили за результатами мікроструктурного аналізу як відсоток площі, який займають пори.

**Отримані результати.** Виконані дослідження впливу зміни параметрів (швидкість сканування, відстань між треками) виготовлення зразків за технологією вибіркового лазерного плавлення на зміну щільності виробу. Встановлено, що при збільшенні швидкості сканування до 1200 мм/с більш значну роль в отриманні високої щільності відграє саме відстань між треками. З аналізу механічних властивостей встановлено, що зразки виготовлені за технологією вибіркового лазерного плавлення за рекомендованими режимами мають вище значення тимчасового опору на 28 %, та менші значення характеристик пластичності (відносне подовження та відносне звуження) на 17,4 % та 31,7 % відповідно в порівнянні зі зразками, виготовленими за традиційним способом виробництва.

**Наукова новизна.** Встановлено залежність зміни щільності дослідних зразків виготовлених за ВЛП-технологією з AlSi10Mg від параметрів виготовлення. Встановлено, що при швидкості сканування 1000...1100 мм/с зразки мають розмір пор в середньому від 2...7 мкм; зразки, виготовлені при швидкості сканування 1200 мм/с – від 1 до 5 мкм.

**Практична значимість.** Застосування отриманих результатів дозволить виготовляти деталі з підвищеними характеристиками міцності зі сплаву на основі алюмінію AlSi10Mg.

**Ключові слова:** вибіркоче лазерне плавлення, механічні властивості, щільність, AlSi10Mg.

### Вступ

Технологія адитивного виробництва, також відома як 3D-друк, останнім часом все частіше застосовуються, а також розширюється кількість матеріалів і методів, які можна використовувати.

У роботі ми зосереджені на вибіркового лазерного плавленні (ВЛП). Вибіркове лазерне плавлення - це ітеративний процес, що складається з трьох основних етапів: (1) нанесення шару порошку товщиною від 20 до 50 мкм на будівельну платформу; (2) часткове плавлення шару порошку лазерним джерелом на основі раніше імпортованих даних 3D-CAD; і (3) опускання

будівельної платформи та повторний запуск у точці (1). Порошок зазвичай наноситься полімерним або гумовим скребком.

### Аналіз досліджень та публікацій

Дослідження авторів [1–3] останніх двох років в основному були зосереджені на управлінні процесом, включаючи вплив різних параметрів процесу на стабільність процесу і результуючу мікроструктуру та властивості матеріалів [4–6].

Для виробництва деталей часто використовуються раціональні технологічні параметри для відповідного



пристрою ВЛП та матеріалу, як це передбачено виробником. Різні властивості матеріалів для зразків, виготовлених за допомогою ВЛП, були визначені в ході багатьох лабораторних досліджень і опубліковані SLM [7, 8]. У цих дослідженнях часто використовувалися власні оптимізовані параметри процесу, тому ці значення не обов'язково відображають досяжні значення в промисловому процесі.

Ці дослідження забезпечують розуміння впливу багатьох факторів, присутніх у процесах адитивного лазерного виробництва з використанням порошкового шару, таких як щільність порошкового шару і поведінка потоку порошку або тепловий потік і розподіл температури [7, 9–12]. Крім того, були проведені імітаційні дослідження утворення дефектів та мікроструктури під час цих процесів [8, 14–16].

### Мета роботи

Встановлення раціональних режимів виготовлення зразків з алюмінієвого сплаву AlSi10Mg при товщині шару 40 мкм за технологією ВЛП, дослідження їх механічних властивостей, та порівняння зі зразками, виготовленими за традиційним способом виробництва.

### Матеріали і методи

Матеріалом для досліджень були зразки розміром  $10 \times 10 \times 5$  мм для відпрацювання режимів друку при товщині шару 40 мкм. З метою визначення механічних властивостей було виготовлено зразки для випробувань на розтягування, друк зразків проводився на 3D принтері Alfa-150 виробництва компанії ТОВ «АЛТ Україна» [2]. Матеріалом, використаним в цьому дослідженні, був сплав на основі алюмінію AlSi10Mg з розміром частинок від 10 до 45 мкм. Хімічний склад порошку AlSi10Mg в % ваг.: Si = 10,0; Mg = 0,35; Mn = 0,43; Al-balance [1–3, 17].

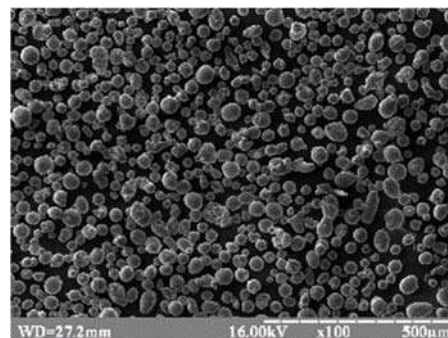
Вихідний матеріал був досліджений за допомогою растрового електронного мікроскопа PEM-106 (рис. 1а) для визначення форми і розмірів частинок. На рис. 1б наведено результати аналізу.

Перед випробуванням всі дослідні зразки проходили проточування на токарному верстаті для зменшення шорсткості з метою зменшення концентраторів напружень [3]. Випробування для визначення механічних властивостей проводили відповідно до ISO 6892 на випробувальній машині INSTRON [18].

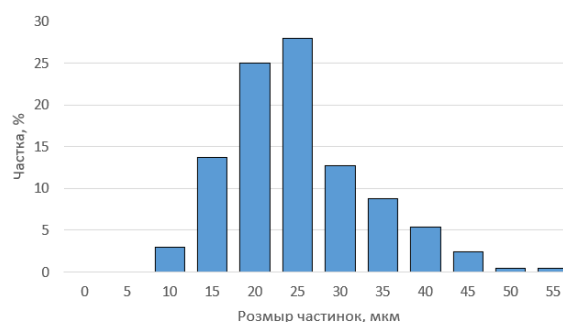
Визначення пористості проводили за результатами мікроструктурного аналізу як відсоток площі, який займають пори.

### Результати та їх обговорення

Були виготовлені зразки за технологією ВЛП з порошку сплаву на основі алюмінію AlSi10Mg за дослідними технологічними режимами при товщині робочого шару 40 мкм. Визначили пористість дослідних зразків (табл. 1).



а



б

Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу AlSi10Mg при збільшенні 100 (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

Всі зразки були виготовлені по відібраним оптимальним ідентичним режимам, розташовувалися зразки на платформі у вертикальному положенні (рис. 2). Режим сканування: швидкість сканування 1200 мм/с, потужність – 180 Вт, відстань між проходами сканування – 0,11 мм.

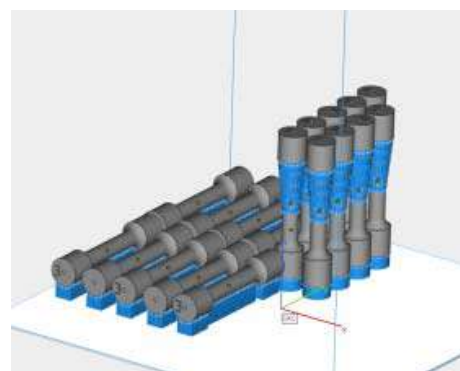
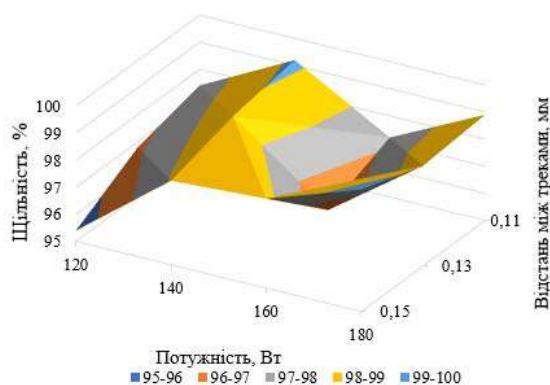


Рис. 2. Розташування зразків на платформі

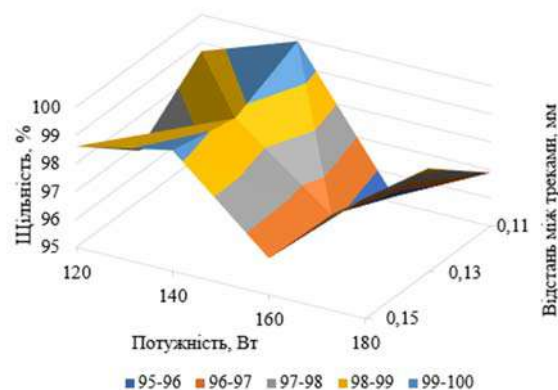
На підставі отриманих результатів було побудовано графік зміни щільності від зміни параметрів (рис. 3–5).

**Таблиця 1** – Дослідні режими СЛП технології при друку з порошку алюмінієвого сплаву AlSi10Mg при товщині шару 40 мкм

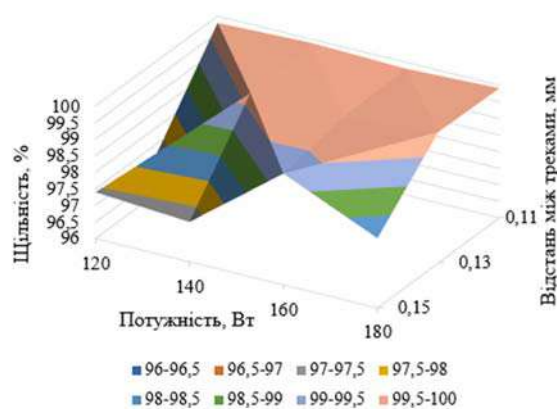
| Маркування зразку | Швидкість сканування, мм/с | Потужність, Вт | Відстань між треками, мм |
|-------------------|----------------------------|----------------|--------------------------|
| 1                 | 1000                       | 120            | 0,11                     |
| 2                 | 1000                       | 120            | 0,13                     |
| 3                 | 1000                       | 120            | 0,15                     |
| 4                 | 1000                       | 140            | 0,11                     |
| 5                 | 1000                       | 140            | 0,13                     |
| 6                 | 1000                       | 140            | 0,15                     |
| 7                 | 1000                       | 160            | 0,11                     |
| 8                 | 1000                       | 160            | 0,13                     |
| 9                 | 1000                       | 160            | 0,15                     |
| 10                | 1000                       | 180            | 0,11                     |
| 11                | 1000                       | 180            | 0,13                     |
| 12                | 1000                       | 180            | 0,15                     |
| 13                | 1100                       | 120            | 0,11                     |
| 14                | 1100                       | 120            | 0,13                     |
| 15                | 1100                       | 120            | 0,15                     |
| 16                | 1100                       | 140            | 0,11                     |
| 17                | 1100                       | 140            | 0,13                     |
| 18                | 1100                       | 140            | 0,15                     |
| 19                | 1100                       | 160            | 0,11                     |
| 20                | 1100                       | 160            | 0,13                     |
| 21                | 1100                       | 160            | 0,15                     |
| 22                | 1100                       | 180            | 0,11                     |
| 23                | 1100                       | 180            | 0,13                     |
| 24                | 1100                       | 180            | 0,15                     |
| 25                | 1200                       | 120            | 0,11                     |
| 26                | 1200                       | 120            | 0,13                     |
| 27                | 1200                       | 120            | 0,15                     |
| 28                | 1200                       | 140            | 0,11                     |
| 29                | 1200                       | 140            | 0,13                     |
| 30                | 1200                       | 140            | 0,15                     |
| 31                | 1200                       | 160            | 0,11                     |
| 32                | 1200                       | 160            | 0,13                     |
| 33                | 1200                       | 160            | 0,15                     |
| 34                | 1200                       | 180            | 0,11                     |
| 35                | 1200                       | 180            | 0,13                     |
| 36                | 1200                       | 180            | 0,15                     |



**Рис. 3.** Залежність щільності зразків, надрукованих при товщині шару 40 мкм та швидкості сканування 1000 мм/с



**Рис. 4.** Залежність щільності зразків, надрукованих при товщині шару 40 мкм та швидкості сканування 1100 мм/с



**Рис. 5.** Залежність щільності зразків, надрукованих при товщині шару 40 мкм та швидкості сканування 1200 мм/с

В результаті мікроструктурних досліджень встановлено, що у зразку №1 є ряд пор, пов'язаних з переходом від down-skin до in-skin [1–3, 7–8, 17], розташування хаотичне на площині шліфа. Для зразка № 2 мікроструктурна картина ідентична зразку № 1. У зразку № 3 є велика кількість пор, пов'язаних з непропаленням, також спостерігається деяка їх кількість в області переходу від up-skin до in-skin, спостерігали надрив у області up-skin, був зафіксований непроплав, заповнений нерозплавленим порошком.

Зразок №4 та №5 мають незначну кількість пор, в більшості своїх випадків пори знаходиться в області хвостових частин треків. Пори розміром приблизно від 2 до 7 мкм. Розташування пор хаотичне по всьому простору шліфа зразка №5. Зразки мають також ряд великих пор, пов'язаних з областю in-skin і up-skin.

Зразок №6 має незначну кількість пор приблизно відповідає за кількістю зразку № 4, при цьому розмір пор від 3 до 10 мкм.

Зразок № 7 має невелику кількість пор розміром від 7 до 12 мкм, природа походження яких пов'язана з непропаленням шару.

Зразок № 8 має ідентичну природу дефектів, що і зразок № 7 у вигляді пор розмірами 12...15 мкм. Також

спостерігається непроплав між in-skin і областю кордонів.

Зразок № 9 має незначну кількість гарячих тріщин, які пов'язані з високою потужністю, що спричиняє перегрів до високих температур, а в подальшому з цієї причини зразки мають дефекти виробництва. Кількість пор незначна, розміром від 3 до 8 мкм.

Зразок № 10 має невелику кількість пор, які розташовані в області переходу від down-skin до in-skin. Є велика кількість пор розміром від 3 до 15 мкм.

Зразок № 11 – ідентична картина зі зразком № 10 і № 9, пори розташовані рівномірно по всій площині зразка.

Зразок № 12 має невелику кількість пор розміром від 2 до 5 мкм. На даному етапі дослідження даний режим є найраціональнішими для отримання найменш пористої структури зразка.

Зразок № 13 - є деяка кількість пор, схожих на тріщини в міжтрековому просторі. Даний зразок має велику кількість пор великого розміру, також є пори, які з вигляду нагадують тріщини товщиною близько 2 мкм і довжиною досягають 30 мкм.

Зразок № 14 має такий же кількість пор як і зразок № 12. Технологічний режим може бути рекомендований до друку як раціональний.

Зразок № 15 має невелику кількість пор ідентичних зразку № 14 та № 12.

Зразок № 16–18 має невелику кількість пор, розташованих в хаотичному порядку розміром від 3 до 7 мкм. Даний режим є перспективним для отримання найменш пористого матеріалу в готовому виробі.

Зразок № 19 має велику кількість пор хаотично розташованих. Їх розмір становить від 10 до 22 мкм.

Зразок № 20 має тріщину з частинками непропаленого порошку. Даний дефект також спостерігався на зразках № 3, № 13 і № 14, він розташований на постійній висоті у всіх трьох випадках. В даному зразку спостерігали пори, розташовані в хаотичному порядку, розміри - від 2 до 7 мкм.

Кількість пор у зразку № 21–23 незначна, їх розмір складав від 1 до 5 мкм.

Зразок № 24 має незначну кількість за розмірами від 1 до 3 мкм. Режим для даного зразку є перспективними, можуть бути рекомендованими для друку готового виробу.

Зразок № 25 – невелика кількість пор, які розташовані хаотично, розмірами від 1 до 3 мкм, є кілька великих пори. Може бути рекомендований до друку.

Зразки № 26–27 мають велику кількість неспалень. Пори досягають розміру близько 50 мікрометрів.

Зразок № 28 має характерну тріщину, подібну зразкам № 3, № 13, № 14, № 20. Зразок № 28 має незначну кількість пор в основному тілі розміром від 1 до 5 мкм. Може бути рекомендований до друку.

Зразок № 29 має пори, розташовані хаотично. Розмір пор становить від 1 до 3 мкм. Даний режим є найкращим для друку готових виробів.

Зразок № 30 – діаметр пор становить близько 20-40 мкм, кількість пор в основному тілі – незначна, пори

розташовані в хаотичному порядку, є області несплаву порошку.

Зразок № 31 та № 32 має пори в основному тілі від 1 до 4 мкм, хаотичне розподілення пор. Може бути рекомендований до друку.

Зразок № 33 має розмір пор від 1 до 4 мкм, кількість пор більше в 2 рази в порівнянні з зразком № 31. Даний режим може бути рекомендований для друку зразків.

Зразок № 34 має невелику кількість пор, з розмірами від 1 до 3 мкм. Слід зазначити, що структура треків показує рівномірне розплавлення та рівновісну частину хвостової області треку. Даний режим за технологічним процесом та відповідно до розташування на платформі є найкращим для побудови готового виробу.

Зразок № 35 має невелику кількість пор з розмірами від 1 до 3 мкм.

Зразок №36 має хаотично розташовані пори різного розміру від 1 до 3 мкм та від 10 до 25 мкм. Пори великого діаметра найчастіше розташовуються в області головки треку. Результати мікроструктурних досліджень представлені на рис 6.

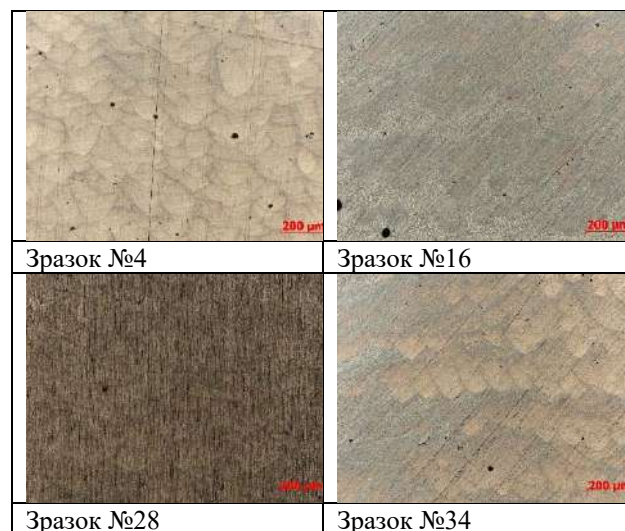


Рис. 6. Мікроструктура дослідних зразків з рекомендованими режимами виготовлення деталей

За результатами досліджень (табл. 2 та рис. 3–5) встановлено, що зразки, що виготовлялись при швидкості сканування 1000...1100 мм/с мають розмір пор в середньому від 2...7 мкм, зразки виготовлені при швидкості сканування 1200 мм/с – від 1 до 5 мкм. Показано (рис. 3–5), що зразки, які виготовлені при швидкостях сканування 1000...1100 мм/с для отримання найбільшої щільності 99,99 % побудовані при потужності 140 Вт, при швидкості сканування 1200 мм/с вплив потужності пучку лазера не відіграє значну роль в порівнянні з відстанню між треками (0,11 мм).

З урахуванням отриманих результатів, були виготовлені зразки для випробувань на розтягування за режимом: ( $P = 80$  Вт,  $V = 1200$  мм/с,  $h = 0,11$  мм). Проведені порівняльні дослідження механічних

властивостей (тимчасовий опір, відносне подовження, відносне звуження) з метою визначення впливу технології селективного лазерного плавлення в порівнянні з традиційним способом виробництва. Результати даних досліджень представлені в таблиці 2.

**Таблиця 2** – Механічні властивості дослідного сплаву після виготовлення за СЛП – технологією та традиційним способом виробництва

| Умове позначення | Спосіб виробництва     | Границя міцності, МПа | Відносне подовження, % | Відносне звуження, % |
|------------------|------------------------|-----------------------|------------------------|----------------------|
| 1.1              | СЛП-технологія         | 410                   | 8,1                    | 12,1                 |
| 1.2              |                        | 303,63                | 12,4                   | 22,2                 |
| 1.3              |                        | 423,07                | 4,3                    | 10,4                 |
| <b>Середнє</b>   |                        | <b>378,9</b>          | <b>8,26</b>            | <b>14,9</b>          |
| 1.4              | Традиційне виробництво | 272,3                 | 10                     | 19,2                 |
| 1.5              |                        | 271,5                 | 10                     | 22,1                 |
| 1.6              |                        | 266,71                | 10                     | 24,2                 |
| <b>Середнє</b>   |                        | <b>270,17</b>         | <b>10</b>              | <b>21,83</b>         |

За результатами порівняльних досліджень встановлено, що тимчасовий опір дослідних зразків виготовлених способом ВЛП мають відхилення  $\pm 28\%$ , відносне подовження  $\pm 64\%$ , відносне звуження  $\pm 53\%$ . Зразки, що виготовлені за традиційним способом, мають відхилення тимчасового опору, відносного подовження та відносного звуження -  $\pm 2\%$ ,  $\pm 0\%$  та  $\pm 20,6\%$  відповідно. З аналізу механічних властивостей встановлено, що зразки виготовлені за ВЛП-технологією мають вище значення характеристик міцності, ніж традиційного виробництва, але, слід зазначити, що дослідні зразки виготовлені традиційним способом виробництва мають менші відхилення (розбіжності).

### Висновки

1. Встановлено залежність зміни щільності дослідних зразків виготовлених за ВЛП-технологією з AlSi10Mg від параметрів виготовлення. Визначено, що при швидкості сканування 1000...1100мм/с зразки мають пори розміром в середньому від 2...7 мкм, зразки виготовлені при швидкості сканування 1200мм/с - від 1 до 5 мкм.

2. Встановлено, що при збільшенні швидкості сканування до 1200 мм/с значну роль в отриманні високої щільності відіграє саме відстань між треками.

3. З аналізу механічних властивостей встановлено, що зразки виготовлені за ВЛП-технологією мають вище значення тимчасового опору на 28%, та менші значення характеристик пластичності (відносне подовження та відносне звуження) на 17,4% та 31,7% відповідно в порівнянні з традиційним способом виробництва.

### Список літератури

1. Adjamsky S. Of plastic properties of AISI 316L steel by method of registration of macrolocalization fields / Adjamsky, S., Kononenko, G., & Podolskiy, R. // Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні». – 2021. – С. 4–8. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2021.01.001

2. Research efficiency electrochemical polishing variable section samples with different roughness of steel AISI 316L, manufactured by technology of selective laser melting / Аджамський С. В., Кононенко Г. А., Подольський Р. В., Бадюк С. І. // Aerospace technic and technology. – 2021. – 2, (170). – С. 66–73. DOI: 10.32620/akt.2021.2.08

3. Аджамський С. Investigation of plastic properties of AISI 316l steel by method of registration of macrolocalization fields / Аджамський С., Подольський Р., Кононенко, А. // Системні технології. – 2021. – 4(135). – С. 3–11. DOI: 10.34185/1562-9945-4-135-2021-01

4. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel / Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Т. 249. – С. 255–263. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042

5. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder / Yadroitsev I., Krakhmalev P., Yadroitsava I. and etc. // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Т. 213. – №. 4. – С. 606-613. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.11.014

6. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel / Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S. M., Seely D. W., // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Т. 644. – С. 171–183. DOI: 10.1016/j.msea.2015.07.056

7. Аджамський С. В. (2020). Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів / Аджамський С. В., Кононенко Г. А., Подольський Р. В. // Автоматичне зварювання. – 2020. – 10. – С. 14–20. DOI: 10.37434/as2020.10.03

8. Аджамський С. В. Симмуляция влияния остаточных напряжений и параметров SLM-технологии на формирование области границ изделия из жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 / Аджамський С. В., Кононенко А. А., Подольський Р. В. // Матеріали міжнародної науково-практичної конференції «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні»- 2020. – С. 4–6. DOI: 10.34185/1991-7848.itmm.2020.01.001

9. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting / Qiu C., Panwisawas C., Ward M. and etc. // Acta Materialia. – 2015. – Т. 96. – С. 72-79. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.004

10. Yang Y. A computationally efficient thermal model for selective laser melting/ Yang Y., Van Keulen F.,



- Ayas C. //Additive Manufacturing. – 2020. – Т. 31. – С. 100955. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100955
11. Discrete element simulation and experimental study of powder spreading process in additive manufacturing / Haeri S., Wang Y., Ghita O., Sun J. // Powder Technology. – 2017. – 306. – P. 45-54. DOI:10.1016/j.powtec.2016.11.002
12. Du Y. A model for predicting the temperature field during selective laser melting / Du Y., You X., Qiao F. and etc. //Results in Physics. – 2019. – Т. 12. – С. 52–60. DOI: 10.1016/j.rinp.2018.11.031
13. Tang M. Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion/ Tang M., Pistorius P. C., Beuth J. L. // Additive Manufacturing. – 2017. – Т. 14. – С. 39–48. DOI: 10.1016/j.addma.2016.12.001
14. Ning J. Analytical modeling of lack-of-fusion porosity in metal additive manufacturing / Ning, J., Wang, W., Zamorano, B. //Applied Physics A. – 2019. – Т. 125. – №. 11. – С. 1-11. DOI: 10.1007/s00339-019-3092-9
15. Analytical modeling of part porosity in metal additive manufacturing/ Ning J., Sievers D. E., Garmestani H., Liang S. // International Journal of Mechanical Sciences. – 2020. – Т. 172. – С.105428. DOI:10.1016/j.ijmecsci.2020.105428.
- 16 Zhang Y. Modeling of solidification microstructure evolution in laser powder bed fusion fabricated 316L stainless steel using combined computational fluid dynamics and cellular automata / Zhang Y., Zhang J. //Additive Manufacturing. – 2019. – Т. 28. – С. 750-765. DOI:10.1016/j.addma.2019.06.024
17. Аджамський С. В. Підвищення продуктивності СЛП-процесу шляхом регулювання діаметра фокусної плями променю лазерного пучка / Аджамський С. В., Кононенко Г. А., Подольський Р. В. // Автоматичне зварювання. – 2021. – № 5. – С. 21–27. DOI:10.37434/as2021.05.03
18. Adjamskiy S. Mechanical properties of heat-resistant superalloy Inconel 718 obtained by selective laser melting and heat treatment under different load directions / Adjamskiy S., Kononenko G., Podolskiy R. // Scientific Journal of TNTU (Tern.). – 2020. – 99 (3). – P. 75–85. DOI:10.33108/visnyk\_tntu2020.03.075

Одержано 26.10.2022

## INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF SPECIMEN MANUFACTURING PARAMETERS BY THE SELECTIVE LASER MELTING (SLP) METHOD AND COMPARATIVE STUDIES OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY AlSi10Mg

- Adjamskiy S. Ph.D., Chief Designer of LLC “Additive Laser Technologies of Ukraine”, Dnipro, Ukraine, e-mail: [as@alt-print.com](mailto:as@alt-print.com);
- Kononenko G. Sci.D, Associate professor, Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, LLC “Additive Laser Technologies of Ukraine”, Dnipro, Ukraine, e-mail: [perlit@ua.fm](mailto:perlit@ua.fm);
- Podolskiy R. Junior researcher of Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, LLC “Additive Laser Technologies of Ukraine”, PhD student, Ukrainian State University of Science and Technology, Dnipro, Ukraine, e-mail: [rostislavpodolskij@gmail.com](mailto:rostislavpodolskij@gmail.com)

**Purpose.** To work out the modes of manufacturing samples from aluminum alloy AlSi10Mg with a layer thickness of 40 microns using SLP technology, studying their mechanical properties, and comparing them with the traditional method of production.

**Research methods.** To determine the structural state of alloys, optical microscopy was used, granulometric analysis was performed using a scanning electron microscope, mechanical properties were determined according to the standard method using a tearing machine; porosity was determined based on the results of microstructural analysis as a percentage of the area occupied by pores.

**Results.** It was established that when the scanning speed is increased to 1200 mm/s, the distance between the tracks plays a significant role in obtaining high density. From the analysis of mechanical properties, it was established that the samples made by SLP technology have a higher value of tensile strength by 28%, and smaller plastic characteristics (relative elongation and relative reduction) by 17.4% and 31.7%, respectively, compared to the traditional production method.

**Scientific novelty.** The dependence of the change in the density of the experimental samples made by the SLP technology with AlSi10Mg on the manufacturing parameters is shown. It was established that at a scanning speed of 1000...1100 mm/s, the pore size is on average from 2...7  $\mu\text{m}$  and for samples made at a scanning speed of 1200 mm/s - from 1 to 5  $\mu\text{m}$ .

**Practical value.** Application of the obtained results will lead to the manufactured parts with increased strength characteristics.

**Key words:** selective laser melting, mechanical properties, density, AlSi10Mg.



УДК 669.14.018.258

## ШТАМПОВА СТАЛЬ 4X4H5M4Ф2 (БЕЗ ОБРОБКИ КУВАННЯМ) ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Сидорчук О. М. канд. техн. наук, старший дослідник, старший науковий співробітник, Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ, Україна, e-mail: sedoroleg@ukr.net

**Мета роботи.** Одержання сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації марки 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням) за технологією електрошлакового переплаву та встановлення оптимальних режимів термічної обробки (відпал, гартування та відпуск). Виготовлення інструменту (матриць) зі сталі 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням) для гарячого деформування алюмінієвого сплаву за температури експлуатації нижче критичної точки  $A_1$ .

**Методи дослідження.** Металографічний аналіз дослідних штампових сталей 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням) та кованої 4X5MФ1С: дослідження структури металу; визначення питомого опору; визначення порогової міцності; визначення твердості та ударної в'язкості.

**Одержані результати.** Наведено результати досліджень щодо оптимізації режимів термічної обробки (гартування та відпуск) сталі 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням). Скорегований хімічний склад (4X4H5M4Ф2) та оптимізований режим термічної обробки сталі, що дозволили підвищити теплостійкість до температури 650 °С. Встановлено температуру відпуску сталі (475±25 °С) при якій відбувається відпускна крихкість першого роду. Представлено дослідно-промислове випробування сталі 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням), для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч, показано, що у дослідній сталі у порівнянні з кованою сталлю Н13 (аналог 4X5MФ1С), яка використовується на одному із китайських підприємств, практично так ж стійкість.

**Наукова новизна.** В процесі часткової перекристалізації (неповний відпал за температури 750±20 °С) сталі 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням) утворюється сфероїдизована карбідна складова, що спричинює на поліпшення механічної обробки заготовки для виготовлення матриць.

**Практична цінність.** Показана можливість використання сталі з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації марки 4X4H5M4Ф2 (без обробки куванням) для широкого інтервалу температур експлуатації гарячого деформування: мідно-нікелевого (за температури експлуатації вище критичної точки  $A_3$ ) та алюмінієвого сплаву (за температури експлуатації нижче критичної точки  $A_1$ ) з підвищеним ресурсом експлуатації у порівнянні з кованою сталлю 4X5MФ1С.

**Ключові слова:** штампова сталь, склад, термічна обробка, ковка, властивості.

### Вступ

Традиційна технологія ливарного виробництва вимагає проведення енергоємних технологічних операцій (термо-деформаційної та хіміко-термічної обробки) штампових сталей. Основний недолік цих литих сталей є низький опір крихкому руйнуванню. Використання технології електрошлакового переплаву зумовлює одержати більш пластичний матеріал зі скороченням таких енергоємних технологічних операцій, що представлено у роботі [1]. Використання технології електрошлакового переплаву, дає можливість як скоротити технологічну операцію (ковку) сталей (4X3H5M3Ф та 4X4H5M4Ф2) з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації, оскільки при високій швидкості кристалізації розплаву не сприяє утворенню карбідної евтектики грубої форми [2], так і підвищити ресурс експлуатації для гарячого деформування міді [1] та мідно-нікелевого сплаву [3, 4] у порівнянні з штампових сталей (3X3M3Ф та 4X5MФ1С), одержаних за традиційною ливарною технологією та проведенням термо-деформаційної

обробки. Для підвищення теплостійкості дослідженої сталі [5], одержаної електрошлаковим переплавом, було прийняте рішення скоригувати її хімічний склад (4X4H5M4Ф2) та оптимізувати термічну обробку з підвищенням механічних властивостей [6-8]. Метою роботи є встановлення можливості збільшення інтервалу експлуатаційних температур дослідної сталі у область температур нижче критичної точки  $A_1$  ( $\alpha$ -Fe область) для гарячого деформування алюмінієвого сплаву.

### Методи дослідження

Хімічний склад досліджуваної сталі визначали за допомогою стаціонарного спектрометра SPECTROMAXx LMX07. Встановлено хімічний склад зразка отриманої сталі (4X4H5M4Ф2): 0,40 – 0,42 % С; 3,8 – 3,9 % Cr; 5,0 – 5,1 % Ni; 3,7 – 3,8 % Mo; 1,7 – 1,8 % V та домішок 0,003 – 0,005 % N; 0,004 – 0,005 % S; 0,003 – 0,004 % P; 0,072 – 0,075 % Si; 0,23 – 0,24 % Mn; 0,014 – 0,016 % Al; 0,040 – 0,043 % W; 0,010 – 0,013 % Co; 0,018 – 0,020 % Nb; 0,065 – 0,067 % Cu; 0,002 – 0,003 % Ca. Досліджували мікрошліфи сталі

травлення травником: 10 %- ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою пікринової кислоти за ГОСТ 10243–75. Випробування на твердість проводили на твердомірі HR-150A. Ударну в'язкість визначали на випробувальній машині NI300 на зразках розмірами 10x10x55 мм без надрізу. Пороги міцності визначали за стандартною методикою випробування на розтяг за ГОСТ 1497–84 на універсальній установці GNT50. Питомий опір сталі 4X4H5M4Ф2 вимірювали за допомогою двоканального цифрового електричного вимірювального чотирьохзондового тестера ST2263. На приладі питомий опір проводили на поверхні зразка та визначали як одиниця виміру – Ом·мм<sup>2</sup>/м. Висота зразка становила 2,5 мм. Відстань між електродами при вимірюванні становила приблизно 5 мм.

Виплаву дослідної сталі здійснювали за технологією електрошлакового переплаву в корпорації Tiangong International Co., Ltd (місто Дан'ян, провінція Цзянсу, КНР). Одержували зливки масою по 300 кг, розмірами Ø 180–220 мм, довжиною 1100 мм. Загальна маса злиwkів з одної плавки становила 3 тони.

#### Викладення основного матеріалу

Температура відпалу зливка (одержаного електрошлаковим переплавом) становила 750±20 °С [6].

Для одержання кінцевої структури сталі з високими експлуатаційними властивостями необхідно оптимізувати режими термічної обробки при проміжних операціях. Встановлено, що ударна в'язкість досліджуваної литої сталі 4X4H5M4Ф2 мала найбільшу величину за температури гартування 1090±10 °С, при чому при збільшенні температури відпуску від 580 до 620 °С ударна в'язкість збільшувалась по лінійному закону від 29 до 31 Дж/см<sup>2</sup> (залежність 5, рис. 1). При цьому було встановлено, що охолодження на повітрі після відпуску збільшує ударну в'язкість (залежності 4, 5, рис. 1), тоді як охолодження у печі призводить до зниження ударної в'язкості (залежності 1, 2, 3, рис. 1) при чому рівень цього зниження збільшується з ростом температури гартування.

Описане дослідження ударної в'язкості проводили у досить вузькому інтервалі температур відпуску 580–620 °С (рис. 1). При цих температурах традиційно проводять відпуск штампових сталей. Для встановлення максимальних значень ударної в'язкості, інтервал температур відпуску був суттєво розширений (530–660 °С). Встановлено, що зі зміною температури відпуску твердість сталі при охолодженні у печі на декілька одиниць вища за таку, що одержана при охолодженні на повітрі. Виявили, що найкращим режимом гартування є температура 1100±10 °С, тому, що при охолодженні на повітрі, досягається більша ударна в'язкість. Дослідження відповідних структур сталі показало, що при охолодженні на повітрі після відпуску на границях зерен виділяється менша кількість карбідної складової ніж у випадку охолодження зразків з піччю, що призводить до збільшення ударної

в'язкості (більше ніж у 2 рази). Менша кількість виділених карбідів не дозволяє їм сформуватися у суцільну сітку, яка обмежує зерна сталі, тоді як при охолодженні у печі така сітка частково спостерігається.

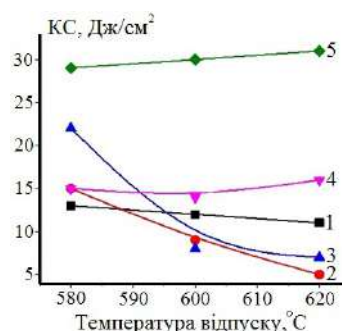


Рис. 1. Залежність ударної в'язкості сталі 4X4H5M4Ф2 від температури відпуску для різних режимів гартування:

- 1, 2, 3 – охолодження у печі, 4, 5 – охолодження на повітрі). Температура гартування (1 – 1080±10 °С, 2 – 1090±10 °С, 3 – 1100±10 °С, 4 – 1080±10 °С, 5 – 1090±10 °С

Таким чином, було встановлено, що найкращим режимом охолодження після відпуску є охолодження на повітрі, а не в печі. Встановлено, що основний режим гартування сталі за температур 1095–1105 °С, який відповідає підвищеним значенням теплостійкості при відпуску. Використання температури гартування у 1100±10 °С, дозволило підвищити теплостійкість литої сталі 4X4H5M4Ф2 до температури 650 °С (твердість 40 HRC за кімнатної температури), тоді як раніше для сталі 4X3H5M3Ф теплостійкість становила 620 °С (твердість 39,5 HRC) [1, 5, 9].

В роботі було встановлено відпускну крихіткість першого роду сталі 4X4H5M4Ф2 за температур відпуску 450–500 °С [10]. Також були проведені дослідження по зміні питомої провідності в залежності від температури відпуску (рис. 2). У певному температурному інтервалі спостерігається кореляція між залежностями ударної в'язкості та питомої провідності. Так за температури відпуску 465–490 °С спостерігали інтенсивне збільшення та максимум величини питомої провідності (480±5 °С) та зниження до мінімуму величини ударної в'язкості до 15 Дж/см<sup>2</sup>. При відпуску вище температури 500 °С, відбувається зростання ударної в'язкості та починається зниження твердості сталі, а за температури вище 650±1 °С відбувається різке падіння теплостійкості (нижче 40 HRC).

Для виготовлення інструменту зі сталі 4X4H5M4Ф2 проводили механічну обробку заготовок у компанії «Futec Co., Ltd» (м. Нінхай, провінція Чженцзян, КНР), рис. 3. Кінцеву термічну обробку (гартування та відпуск) виготовленого штампового інструменту (матриці) проводили у компанії «Dazhong» (м. Нінхай, провінція Чженцзян, КНР). Матриці з литої сталі 4X4H5M4Ф2 були використані для дослідно-промислового випробування, а саме гарячого деформування алюмінієвого сплаву АК7ч (аналог АЛ9) у

корпорації «New material technology Co., Ltd» (м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР). Після експлуатації інструменту з нього були вирізані зразки для дослідження структури та властивостей, як для дослідженої литої сталі 4X4H5M4Ф2, так і для кованої сталі марки Н13 (аналог марки 4X5МФ1С), яка використовувалася на підприємстві. Було проведено порівняльне дослідження мікроструктур. Так для сталі Н13, яка використовувалася на підприємстві була прокована, а її поверхневий шар був азотований на глибину до 300 мкм. Структура кованої сталі Н13 з робочої матриці складалася з дрібних зерен (менше 10 мкм), а карбідна складова при такому ж збільшенні не спостерігалася. Встановлено, що сталь 4X4H5M4Ф2 (без технології кування) мала великі розміри зерен по межах яких була розташована карбідна складова (товщиною близько 20 мкм). Структура сталі 4X4H5M4Ф2, одержаної з використанням електрошлакового переплаву, після експлуатації складалася з крупних зерен (більше 100 мкм) по межах яких спостерігалася виділена карбідна складова. Ударна в'язкість кованої сталі Н13, виявилася на порядок вищою (у 20 разів) за литу сталь 4X4H5M4Ф2 (240–280 та 9,5–13,7 Дж/см<sup>2</sup> відповідно), але її твердість була нижчою приблизно на 3 HRC (табл. 1). Не зважаючи на такі механічні властивості штамповий інструмент з литої сталі 4X4H5M4Ф2, за обсягом продукції (виготовлені деталі з алюмінієвого сплаву) знаходився на одному рівні з кованою та азотованою сталлю Н13. Це може бути пов'язане з тим, що сталь у литому стані після оптимального режиму термічної обробки (з урахуванням вищої температури гартування) має більший опір зносу, а ніж деформована (кована), що підтверджує одержані раніше результати [11, 12].

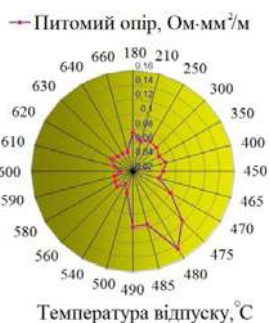


Рис. 2. Діаграма залежності питомого опору (за кімнатної температури) сталі 4X4H5M4Ф2 після гартування за температури 1100±5 °С від температури відпуску



Рис. 3. Інструмент (матриць) зі сталі 4X4H5M4Ф2 (без технології кування) для гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7

Таблиця 1 – Механічні властивості (за кімнатної температури) сталей після гарячого деформування алюмінієвого сплаву марки АК7ч

| Зразки  | Ударна в'язкість, Дж/см <sup>2</sup> | Твердість, HRC |
|---|--------------------------------------|----------------|
| Сталь Н13 (аналог 4X5МФ1С), кована та азотована | 240–280                              | 42–45          |
| Сталь 4X4H5M4Ф2 (лита)                          | 9,5–13,7                             | 42–48          |

Матриці з литої сталі 4X4H5M4Ф2 відпресували більше 6000 кг на рівні кованої сталі Н13. Необхідно зауважити, що досліджена сталь 4X4H5M4Ф2 (без технології кування) мала структуру литого стану і її поверхня не була азотована, на протигагу кованих та азотованих сталей Н13.

**Висновок**

В роботі показана можливість використання штампової сталі 4X4H5M4Ф2 (без технології кування) для гарячого деформування кольорових металів та сплавів у широкому інтервалі температур (нижче критичної точки А<sub>1</sub> дослідженої сталі).

**Перелік посилань**

1. Сидорчук О.М. Технологічні основи виготовлення інструменту з штампової сталі 4X3H5M3Ф / Сидорчук О.М. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 2. – С. 17–20.
2. Литая сталь з регульованим аустенітним перетворенням під час експлуатації, одержана електрошлаковим переплавом / Сидорчук О. М., Мамонова А. А., Лук'яничук В. В. та ін. // Успіхи матеріалознавства – 2020. – № 1 (01). – С. 77–5.
3. Сидорчук О. М. Одержання трубних заготовок з мідно-нікелевого сплаву МНЖ 5-1 при використанні інструменту з штампової сталі регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / Сидорчук О. М. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 1. – С. 24–28.
4. Сидорчук О. М. Властивості штампової сталі 4X4H5M4Ф2 для гарячого деформування кольорових металів та сплавів / Сидорчук О. М. // Науковий Вісник Вінницького політехнічного інституту. – 2021. – № 1 (154). – С. 108–112.
5. Пат. № 94746 Україна UA, МПК C21 D 8/00. Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування / Гогаєв К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К., Лук'яничук В.В. ; заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. – № u201407076 ; заяв. 23.06.2014 ; опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22/2014.
6. Пат. № 141447 Україна UA, МПК C22C 38/00. Штампова сталь / Гогаєв К.О., Радченко О.К., Сидорчук О. М., Миронюк Д. В.; заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – № u201909670; заяв. 05.09.2019; опубл. 10.04.2020, Бюл. № 7/2020.

7. Підвищення теплостійкості та властивостей штампової сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / Сидорчук О. М., Миронюк Д. В., Радченко О. К., Гогаєв К. О., Є. Хонггуанг // Металознавство та обробка металів. – № 2. – 2019. – С. 19–25.

8. Сидорчук О. М. Вплив термічної обробки на штампову сталь 4X4H5M4Φ2 та встановлення її фізико-механічних властивостей / Сидорчук О. М. // Вісник Національного технічного університету «ХПІ», серія «Нові рішення в сучасних технологіях». – № 1 (7). – 2021. – С. 34–38.

9. Лита сталь 4X4H5M4Φ2 для прес-форм гарячого пресування міді М1 та алюмінієвого сплаву АК7ч / Сидорчук О. М. // Успіхи матеріалознавства – 2021. – № 2 (02). – С. 54–62.

10. Рентгенівський аналіз особливостей формування кристалічної структури основних фаз та властивостей сталі 4X4H5M4Φ2 у разі відпуску / Биков О. І., Сидорчук О. М., Миронюк Л. А. та ін. // Металлофізика та новітні технології. – 2021. – № 11 (43). – С. 1523–1536.

11. Позняк Л. А. К вопросу о теплостойкости штамповых сталей для горячего деформирования / Позняк Л. А., Ульшин В. И. // Разработка, производство и применение инструментальных материалов, Киев, ИПМ АН УССР, 1987. – С. 55–57.

12. Гогаєв К. А. Порошковая металлургия инструментальных сталей / Гогаєв К. А., Ульшин В. И. // Донецк : Ноулиндж. – 2012. – 367 с.

Одержано 18.07.2022  
Після доробки 29.07.2022

## DIE STEEL 4X4H5M4Φ2 (WITHOUT FORGING TREATMENT) FOR HOT DEFORMATION OF ALUMINUM ALLOY

Sydorchuk O.

PhD, Institute of Problems of Materials Science named after I. M. Frantsevich National Academy of Sciences of Ukraine (Kiev), e-mail: sedorleg@ukr.net

**Purpose.** Production of steel with controlled austenitic transformation during operation of the 4X4H5M4Φ2 grade (without forging treatment) using the technology of electroslag remelting and establishing optimal modes of heat treatment (annealing, quenching and tempering). Production of tools (matrices) from 4X4H5M4Φ2 steel (without forging treatment) for hot deformation of aluminum alloy at operating temperatures below the critical point  $A_1$ .

**Research methods.** Metallographic analysis of experimental die steels 4X4H5M4Φ2 (without forging treatment) and forged 4X5MΦ1C: study of metal structure; determination of specific resistance; determination of tensile strength; determination of hardness and impact strength.

**Results.** The results of research on the optimization of heat treatment modes (quenching and tempering) of 4X4H5M4Φ2 steel (without forging treatment) are given. Adjusted chemical composition (4X4H5M4Φ2) and optimized mode of heat treatment of steel, which allowed to increase heat resistance up to a temperature of 650 °C. The tempering temperature of steel (475±25 °C) at which irreversible temper brittleness occurs is established. Experimental and industrial tests of steel 4X4H5M4Φ2 (without forging treatment) for hot deformation of AK7ч aluminum alloy are presented. It is shown that compared to forged steel H13 (an analogue of 4X5MΦ1C), which is used at one of the Chinese enterprises, the experimental steel has practically the same resistance.

**Scientific novelty.** In the process of partial recrystallization (incomplete annealing at a temperature of 750±20 °C) of 4X4H5M4Φ2 steel (without forging treatment), a spheroidized carbide component is formed, which leads to an improvement in the mechanical processing of the workpiece for the manufacture of matrices.

**Practical value.** The possibility of using steel with an adjustable austenitic transformation during operation of the 4X4H5M4Φ2 grade (without forging treatment) is shown for a wide range of operating temperatures of hot deformation: copper-nickel (at an operating temperature above the critical point  $A_3$ ) and aluminum alloy (at an operating temperature below the critical point  $A_1$ ) with increased service life compared to forged steel 4X5MΦ1C.

**Key words:** die steel, composition, heat treatment, forging, properties.

УДК 620.17:620.1:669.245

## ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ ІТРИЄМ НА СТРУКТУРУ ІВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ, ОТРИМАНИХ З ВОРОТТЯ СПЛАВУ ЖС6У-ВІ

- Тьомкін Д. О. заступник головного металурга Запорізького машинобудівного заводу ім. Омельченка В.І., м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tajdv678@gmail.com;
- Клочихін В. В. канд. техн. наук, головний металург АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com
- Данилов С. М. директор Запорізького машинобудівного заводу ім. Омельченка В.І., м. Запоріжжя, Україна, e-mail: m\_zmzmotor@ukr.net
- Педаш О. О. канд. техн. наук, керівник бюро АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com
- Наумик О. О. молодший науковий співробітник науково-дослідної частини, Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: enaulyk2003@gmail.com
- Наумик В. В. д-р техн. наук, професор, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності Національного університету «Запорізька політехніка», професор кафедри машин та технології ливарного виробництва, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vnaulyk@gmail.com

**Мета дослідження.** Вивчити вплив модифікування присадками нікель-ітрієвої лігатури на структуру і фізико-механічні властивості сплаву ЖС6У-ВІ, виплавленого із застосуванням в шихті власного технологічного вороття.

**Методи дослідження.** На установці УППФ-3М з основним тиглем проводили дослідні плавки кондиційного технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву.

З отриманих зливків, порізаних на мірні шихтові заготовки та очищених в дробометному барабані, методом рівноосної кристалізації в керамічних формах відливалися дослідні зразки для механічних випробувань та визначення тривалої міцності.

При заливанні однієї керамічної форми, розплав металу при температурі 1540 °С, піддавався модифікуванню нікель-ітрієвою лігатурою марки ІтНІ (розмір зерна 2...5 мм) у кількості 0,136% від маси шихти в тиглі з витримкою 1 хв. 15 с ... 1 хв. Другий блок заливався без модифікування.

Охолодження залитих блоків проводилося на плавильній ділянці за нормальної температури навколишнього середовища.

Зразки проходили термообробку згідно з ОСТ 1 90126-85: нагрів до температури 1210 ± 10 °С, витримка протягом 4 годин, охолодження на повітрі.

Розрахунково-аналітичним методом оцінювали збалансованість хімічного складу дослідних сплавів.

Визначали хімічний склад сплаву дослідних варіантів. Досліджували мікроструктуру, механічні властивості при кімнатній температурі. Випробування на тривалу міцність проводили при 975 °С під навантаженням 230 МПа.

**Отримані результати.** Проведено дослідні плавки шихти, що складалась виключно з власного технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву та модифікування нікель-ітрієвої лігатурою.

Вивчено хімічний склад, мікроструктура дослідного сплаву, його механічні властивості при кімнатній температурі, та показники жароміцності.

Запропоновано методика визначення ступеня збалансованості хімічного складу сучасних жароміцних сплавів за сумарним вмістом груп легувальних елементів.

**Наукова новизна.** Розрахунки, проведені згідно із запропонованою методикою визначення ступеня збалансованості хімічного складу сплаву показують, що для дослідних варіантів по межах зерен можуть утворюватися виділення фаз. Дослідженнями мікроструктури підтверджено виділення евтектичної фази  $\gamma$ - $\gamma'$  у вигляді «білої» облямівки по потовщених межах зерен в металі зразка сплаву ЖС6У-ВІ.

Згідно з розрахунками збалансованості системи легування металу дослідних плавків може спостерігатися не тільки потовщення меж зерен та виділення евтектичної фази  $\gamma$ - $\gamma'$ , а й зниження механічних властивостей та тривалої міцності.

Застосування модифікування нікель-ітрієвої лігатурою у кількості 0,136 % у процесі переплаву із застосуванням високотемпературної обробки розплаву вороття сплаву ЖС6У-ВІ дозволяє забезпечити формування меж зерен без видимих виділень (забруднень).

© Тьомкін Д. О., Клочихін В. В., Данілов С. М., Педаш О. О., Наумик О. О., Наумик В. В., 2022

DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-9



Встановлено, що у металі дослідної плавки із застосуванням модифікування нікель-ітрієвої лігатурою карбідів мають глобулярну та пластинчасту морфологію. Виділення евтектичної фази  $\gamma$ - $\gamma'$  відсутнє.

Механічні властивості і тривала міцність металу дослідних плавок із застосуванням високотемпературної обробки розплаву кондиційного вороття сплаву ЖС6У як із модифікуванням, так і без модифікування нікель-ітрієвою лігатурою відповідають вимогам ОСТ 1 90126-85, але при цьому нижче властивостей сплаву, відлитого із освіженням шихти.

**Практична цінність.** Запропоновано розрахунково-аналітичний спосіб визначення ступеня збалансованості хімічного складу сучасних жароміцних сплавів за сумарним вмістом певних груп легувальних елементів.

Встановлено, що модифікування присадками нікель-ітрієвої лігатури суттєво покращує мікроструктуру виливків, отриманих з технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ, та створює умови для загального покращення якості матеріалу відповідальних виливків.

Проведені дослідження показують, що використання 0,136% нікель-ітрієвої лігатури дозволяє очистити межі зерен, змінити морфологію неметалевих включень та протидіяти виділенню евтектичних включень у жароміцних нікелевих сплавах.

**Ключові слова:** жароміцний нікелевий сплав, вороття, модифікування, нікель-ітрієва лігатура, мікроструктура, фізико-механічні властивості, жароміцні властивості.

Для виготовлення литих деталей ротора та статора турбіни силових установок як авіаційних, так і наземного базування застосовується сплав ЖС6У-ВІ [1–5].

Для забезпечення необхідних експлуатаційних властивостей деталі ротора рекомендується відливати з матеріалу вихідної плавки сплаву ЖС6У-ВІ з допустимим застосуванням вороття сплаву до 50%, а для деталей статора – до 80 % кондиційного вороття сплаву. Кондиційне вороття сплаву у процесі взаємодій з керамічною формою, тиглем та атмосферою печі насичується шкідливими домішками [3, 6, 7].

Шкідливі домішки, виділяючись по межах зерен у неметалевих включеннях, в евтектичній фазі або окремій фазі, можуть знижувати механічні, жароміцні та експлуатаційні властивості деталей [3, 6–10]. При виготовленні деталей методами лиття необхідно застосувати освіження сплаву додаванням матеріалу вихідної плавки, що дозволяє мінімізувати вплив шкідливих домішок, що потрапляють у сплав з технологічним вороттям.

Ф.Ф. Хімушиним [11] встановлено, що підвищення сумарного вмісту алюмінію і титану в жорстких нікелевих сплавах обмежує допустимий вміст хрому, молібдену, вольфраму, ніобію і танталу. Крім того, надмірне легування нікель-хромистих сплавів феритоутворюючими елементами, а саме хромом, молібденом, вольфрамом, титаном і алюмінієм веде до появи двофазності ( $\gamma$ + $\alpha$ ) і  $\sigma$ -фази, що різко погіршує їх жароміцність. Для сплавів із титаном та алюмінієм критичною є сума  $Al+Ti+0,5$  %. Однак з часу проведення згаданих досліджень ступінь легування жароміцних нікелевих сплавів суттєво підвищився, і означені рекомендації вимагають чисельного уточнення з метою адаптації до сучасних умов.

У багатьох роботах [1–5, 7, 12] зазначено, що модифікуючий вплив рідкісноземельних металів (РЗМ) на структуру жароміцних сплавів проявляється у подрібненні мікрозерен, зменшенні розмірів дендритного осередку, зміні морфології та розподілу неметалевих включень.

Ітрієвий як поверхнево-активний елемент, накопичуючись на межі твердої та рідкої фаз, викликає підвищення в'язкості розплаву та уповільнення зростання твердої фази за рахунок гальмування дифузійних процесів [1–5, 7].

Як показують дослідження [1–5, 7] оптимальним вмістом ітрію в сплаві є 0,01%, що забезпечує стабілізацію карбідів типу МС, без утворення самостійних евтектичних фаз.

Метою даної роботи є дослідження впливу модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ, та оцінка принципової можливості відновлення сплаву ЖС6У-ВІ до рівня якості матеріалу вихідних плавок.

### Матеріали та методика досліджень

Для проведення роботи з кондиційного технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) було проведено дослідні плавки та виготовлено два зливки за наступною технологією:

- вакуумування плавильної камери установки УППФ-3М до глибини вакууму  $5 \times 10^{-3}$  мм рт. ст.;
- нагрів розплаву у вакуумі до температури 1600...1650 °С;
- створення в плавильній камері захисної атмосфери аргону;
- нагрівання розплаву до температури 1830...1870 °С з витримкою при цій температурі протягом 10...12 хвилин;
- вакуумування та охолодження розплаву до температури заливки 1420...1450 °С;
- заливання металу в кокіль.

З отриманих зливків, порізаних на мірні шихтові заготовки та очищених в дробометному барабані, методом рівноосної кристалізації в керамічних формах відливались дослідні зразки для механічних випробувань та визначення тривалої міцності.

При заливанні однієї керамічної форми, розплав металу при температурі 1540 °С, піддавався модифікуванню нікель-ітрієвою лігатурою марки ІтН1 (розмір зерна 2...5 мм) у кількості 0,136 % від навішування

шихти в тиглі з витримкою 1 хв 15 с ... 1 хв (варіант 6УІ).

Другий блок заливався без модифікування (варіант 6УТ).

Охолодження залитих блоків проводилося на плазильній ділянці за нормальної температури навколишнього середовища.

Термообробку зразків проводили згідно з ОСТ 1 90126-85: нагрів до температури  $1210 \pm 10$  °С, витримка протягом 4 годин, охолодження на повітрі.

Розрахунково-аналітичним методом оцінювали збалансованість хімічного складу дослідних сплавів.

### Результати та обговорення

На основі досліджень Ф.Ф. Хімушина в монографії [11] та сучасних даних щодо розрахунково-аналітичного дослідження стабільності зміцнюючої  $\gamma'$ -фази [13–15], а також аналізу вихідних плавок сплаву ЖС6У-ВІ виробництва ВАТ «Ступінської металургійної компанії» співавтором цієї статті Тьомкіним Д.А. було розроблено метод визначення збалансованості хімічного складу, з урахуванням двох сум вмісту елементів (в % за масою): Cr+W+Mo та Ti+Al. Відповідно до зроблених висновків сумарні змісти зазначених елементів повинні перебувати у таких межах:

$$(Cr + W + Mo) = 20,2 \dots 20,8\%; (Ti + Al) = 7,8 \dots 8,2 \%$$

Хімічний склад залитих блоків із переплавленого із застосуванням ВТОР технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ наведено в таблиці 1.

Аналіз хімічного складу варіантів 6УІ та 6УТ на предмет структурної стабільності проведено відповідно до розробленої в Національному університеті «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики [13–15] за наступними параметрами.

Параметр структурної стабільності

$$P_{mny} P_{mny} = (Cr / Cr + Mo + W), \% \text{ ат.}$$

Сумарна кількість електронних вакансій в  $\gamma$  розчині,  $Nv_{\gamma}$ .

Сумарна кількість валентних електронів в  $\gamma$  розчині,  $Md_{\gamma}$ .

Параметр дисбалансу системи легування  $\Delta E$ .

Сумарна кількість валентних електронів у сплаві,  $Md_C$ .

Результати розрахунку параметрів структурної стабільності варіантів 6УІ та 6УТ зазначені у таблиці 2.

Розрахунок показав, що  $Nv_{\gamma}$ ,  $Md_{\gamma}$ ,  $Md_C$  не перевищує критичних параметрів утворення ТПУ фаз.

Дисбаланс системи легування,  $\Delta E$  негативний і перевищує вимоги  $\pm 0,04$ , що вказує для варіантів 6УІ, 6УТ наявність у сплаві метастабільного стану та можливих фазових перетворень першого роду з утворенням гетеротипних сполук ( $\sigma$ ,  $\mu$ ,  $M_6C$  та ін.) [1, 2, 13].

Результати, отримані відповідно до запропонованого методу розрахунку збалансованості хімічного складу, наведено у таблиці 3.

Як видно з результатів розрахунку для варіантів 6УІ і 6УТ по межах зерен може утворюватись «біла» облямівка (потовщення меж зерен) виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$ .

Причому оскільки значення сум знаходиться поблизу верхньої припустимої межі параметрів, можливо не тільки потовщення меж зерен та виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$ , але і зниження механічних властивостей та тривалої міцності, за рахунок ймовірного виділення ТПУ фаз ( $\sigma$  і  $\chi$ - фази).

Результати випробувань механічних властивостей та тривалої міцності дослідних зразків варіантів 6УІ та 6УТ переплаву технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням ВТОР після термообробки наведено у таблиці 4.

**Таблиця 1** – Хімічний склад матеріалу дослідних плавок технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ після ВТОР

| Варіант        | Хімічний склад в %, за масою |           |           |            |           |           |            |           |            |            |              |
|----------------|------------------------------|-----------|-----------|------------|-----------|-----------|------------|-----------|------------|------------|--------------|
|                | C                            | Al        | Ti        | W          | Mo        | Cr        | Co         | Nb        | Fe         | Si         | B            |
| 6УІ            | 0,185                        | 5,55      | 2,65      | 10,4       | 1,9       | 8,83      | 9,8        | 1,0       | 0,37       | 0,09       | 0,014        |
| 6УТ            | 0,16                         | 5,51      | 2,65      | 10,4       | 1,6       | 8,9       | 9,7        | 1,08      | 0,16       | 0,09       | 0,02         |
| ОСТ 1 90126-85 | 0,13...0,2                   | 5,1...6,0 | 2,0...2,9 | 9,5...11,0 | 1,2...2,4 | 8,0...9,5 | 9,0...10,5 | 0,8...1,2 | $\leq 1,0$ | $\leq 0,4$ | $\leq 0,035$ |

**Таблиця 2** – Параметри структурної стабільності дослідних варіантів 6УІ та 6УТ

| Параметри структурної стабільності | Розрахунок для варіанта 6УІ | Розрахунок для варіанта 6УТ | Критичні значення параметрів утворення топологічно щільно упакованих (ТПУ) фаз [13] |
|------------------------------------|-----------------------------|-----------------------------|---|
| $Nv_{\gamma}$                      | 1,956077                    | 1,974252                    | $\leq 2,30$   |
| $Md_{\gamma}$                      | 0,884818                    | 0,88659                     | $\leq 0,93$   |
| $\Delta E$                         | -0,245                      | -0,212                      | $\pm 0,04$  |
| $Md_C$                             | 0,934189                    | 0,94051                     | $0,98 \pm 0,08$   |

**Таблиця 3** – Результати розрахунку параметрів збалансованості хімічного складу

| Варіант             | (Cr+W+Mo), %              | (Ti+Al), %           |
|---------------------|---------------------------|----------------------|
| 6УІ                 | $(8,83+10,4+1,9) = 21,13$ | $(5,55+2,65) = 8,2$  |
| 6УТ                 | $(8,9+10,4+1,6) = 20,9$   | $(5,51+2,65) = 8,16$ |
| Припустимі межі сум | 20,2...20,8               | 7,8...8,2            |

**Таблиця 4** – Механічні властивості та тривала міцність матеріалу дослідних плавок технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ після ВТОР

| Варіант  | Механічні властивості |              | Час до руйнування під навантаженням 230 МПа при 975 °С, год. |
|--|-----------------------|--------------|--|
|  | $\sigma_b$ , МПа      | $\delta$ , % |  |
| 6УІ  | 1126                  | 11,2         | 68,0; 55,0; 40,0   |
|  | 934                   | 4,0          |  |
| 6УТ  | 1045                  | 6,0          | 69,0; 59,5; 50,0   |
|  | 1055                  | 9,6          |  |
| Серійна технологія заливки деталей з освіженням АТ «Мотор Січ» |                       |              |  |
| 100 % похідної плавки  | 994                   | 4,4          | 102,0  |
| 50 % похідної плавки та 50 % вороття                           | 1011                  | 4,8          | 108,5  |
| 20 % похідної плавки та 80 % вороття                           | 1014                  | 4,4          | 84,0   |
| ОСТ 1 90126-85   | $\geq 850$            | $\geq 3$     | $\geq 40,0$  |



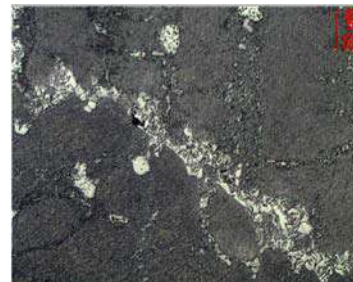
*a*, × 200



*б*, × 200

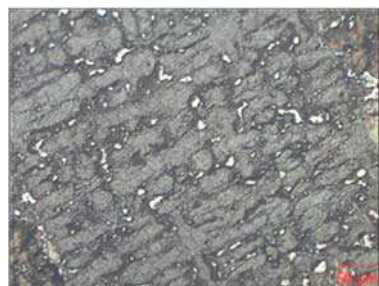


*в*, × 500

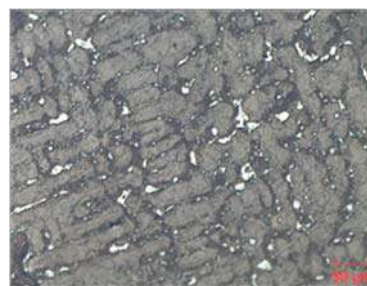


*г*, × 500

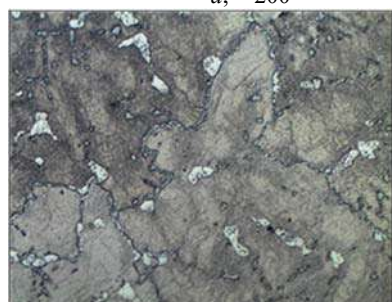
**Рис. 1.** Мікроструктура зразка сплаву ЖС6У-ВІ варіант 6УТ



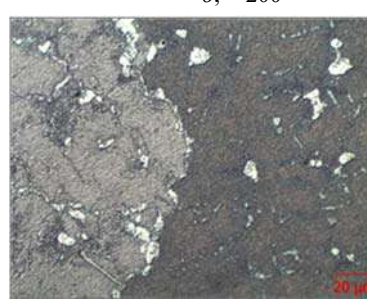
*a*, × 200



*б*, × 200



*в*, × 500



*г*, × 500

**Рис. 2.** Мікроструктура зразка сплаву ЖС6У-ВІ варіант 6УІ

Як видно з таблиці 4, механічні властивості та тривала міцність варіантів 6УІ та 6УТ знаходиться приблизно на одному рівні, але значення тривалої міцності є нижчими, за результати випробування тестових литих зразків виготовлених із освіженням (серійна технологія АТ «Мотор Січ»).

При проведенні металографічного дослідження зразків після випробувань механічних властивостей було виявлено, що для варіанта 6УТ є характерними локальні потовщення меж зерен, грубі виділення по межах зерен карбідної фази; також всередині зерен є виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$  (рис. 1).

Для варіанта 6УІ виділень по межах зерен практично немає. Межі зерен тонкі. Карбіди мають глобулярну та пластинчасту морфологію. Виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$  відсутні (рис. 2).

### Висновки

Проведено дослідні плавки шихти, що складалась виключно з власного технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву та модифікування нікель-ітрієвої лігатури.

Розрахунки, проведені згідно із запропонованою методикою визначення ступеня збалансованості хімічного складу сплаву показують, що для дослідних варіантів по межах зерен можуть утворюватися виділення фаз. Дослідженнями мікроструктури підтверджено виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$  у вигляді «білої» облямівки по потовщеннях меж зерен в металі зразка сплаву ЖС6У-ВІ варіанту 6УТ.

Згідно з розрахунками збалансованості системи легування металу дослідних плавок може спостерігатися не тільки потовщення меж зерен та виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$ , а й зниження механічних властивостей та тривалої міцності.

Застосування модифікування нікель-ітрієвої лігатури у кількості 0,136 % у процесі переплаву із застосуванням високотемпературної обробки розплаву вороття сплаву ЖС6У-ВІ дозволяє забезпечити формування меж зерен без видимих виділень (забруднень).

Встановлено, що у металі дослідної плавки із застосуванням модифікування нікель-ітрієвої лігатури карбіди мають глобулярну та пластинчасту морфологію. Виділення евтектичної фази  $\gamma-\gamma'$  відсутні.

Механічні властивості і тривала міцність металу дослідних плавок із застосуванням високотемпературної обробки розплаву кондиційного вороття сплаву ЖС6У-ВІ як із модифікуванням, так і без модифікування нікель-ітрієвою лігатури відповідають вимогам ОСТ 1 90126-85.

Таким чином підтверджено позитивний вплив модифікування ітрієм на якість матеріалу виливків, виготовлених виключно з власного технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву. При цьому значення показників тривалої міцності матеріалу дослідних зразків сплаву ЖС6У-ВІ, хоча і відповідають вимогам нормативно-технічної документації, але є нижчими, за результати

випробування тестових литих зразків виготовлених із освіженням (серійна технологія АТ «Мотор Січ»).

### Список літератури

1. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Халгель // Пер. с англ. под ред. Савицкого Е. М. – М. : Металлургия, 1976. – 567 с.
2. Симс Ч. Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок : в 2-х кн. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столофа, У. К. Хагеля ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с. ; кн. 2. – 384 с.
3. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Каблов Е. Н. – М. : «МИСИС», 2001. – 632 с.
4. D.V.V. Satyanarayana N.E. Prasad. Nickel-based superalloys - Aerospace Materials and Material. Volume 1: Aerospace Materials, 2017, P. 199–228.
5. Badeer G. H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features / G.H. Badeer // GE Power Systems. – 2000. – 20 p.
6. V. Klochikhin and V. Naumyk “Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return” MS and T 2019, Materials Science and Technology 2019, P. 1454–1458.
7. Ресурсозберігаючі технології виробництва литва для авіаційного двигунобудування. Монографія / Богуслаєв В. О., Балушок К. Б., Ключихін В. В. та ін. – Запоріжжя : АТ «Мотор Січ», 2021 р. – 197 с.
8. Беликов С. Б. Влияние некоторых легирующих элементов на коррозионную стойкость никелевых сплавов при высоких температурах / Беликов С. Б. // Энергомашиностроение. – 1980. – № 11. – С. 27–28.
9. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys / Tsvirko, É. I., Zhemanuyk, P. D., Klochikhin, V. V., Naumik, V. V., Lunev, V. V. // Metal Science and Heat Treatment – 2001. – № 43(9–10). – P. 382–386.
10. V. L. Greshta, 2017 “Structural liability of sheet-rolled corrosion-resistant ferritic steels to a plastic deforming,” Metallofizika i Noveishie Tekhnologii, 39(9), P. 1213–1225.
11. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Химушин Ф. Ф. – М. : Металлургия, 1969 – 748 с.
12. Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion Sanchugov, Y.L. Koval, A.D. Belikov, S.B. // NACE-International Corrosion Conference Series, 2012, 4, P. 3435–3438.
13. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для про-ектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.
14. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. –

2016. – № 5(302). – С. 62–69.

15. Гайдук С. В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жароп-

рочного сплава для ответственных отливок / С. В. Гайдук, О. В. Гнатенко, В. В. Наумик // Вісник ДДМА. – 2011. – № 4 (25). – С. 40–43.

Одержано 01.12.2022

## THE INFLUENCE OF MODIFICATION WITH YTTRIUM ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CASTINGS OBTAINED FROM THE ЖС6У-ВІ ALLOY RETURN

- Tomkin D. Deputy of head metallurgist in Zaporizhzhia Omelchenko machine-building plant, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tajdv678@gmail.com;
- Klochikhin V. Candidate of Technical Sciences, Chief Metallurgist Engineer, “Motor Sich” JSC, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com;
- Danylov S. Director of the Zaporizhzhia Omelchenko machine-building plant, Zaporizhzhya, Ukraine, e-mail: m\_zmzmotor@ukr.net
- Pedash O. Candidate of Technical Sciences, bureau chief in “Motor Sich” JSC, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tb.ugmet@motorsich.com;
- Naumyk O. Junior researcher, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: enaumyk2003@gmail.com;
- Naumyk V. Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Scientific and Pedagogical Work and International Affairs National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Professor of the Department of Machinery and Technology Foundry, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vnaumyk@gmail.com

**Purpose.** To study the effect of modification of nickel-yttrium ligature with additives on the structure and physical and mechanical properties of ЖС6У-ВІ alloy, smelted using its own technological return in the charge.

**Research methods.** On the УППФ-3М installation with the base crucible, experimental melting of standart technological return of the ЖС6У-ВІ alloy was carried out using high-temperature melt processing.

Experimental samples for mechanical tests and determination of stress-rupture strength were cast from the obtained ingots, cut into measured batch blanks and cleaned in a shot blasting drum, using the method of equiaxial crystallization in ceramic molds.

When pouring one ceramic mold, the metal melt at a temperature of 1540 °C was modified with a nickel-yttrium ligature of the ImH1 brand (grain size 2...5 mm) in the amount of 0.136 % of the mass of the charge in a crucible with a holding time of 1 min 15 s ... 1 min. The second block was poured without modification.

Cooling of the poured blocks was carried out at the melting site at normal ambient temperature.

The samples underwent heat treatment according to OCT 1 90126-85: heating to a temperature of 1210 ± 10 °C, holding for 4 hours, cooling in air.

The balance of the chemical composition of the experimental alloys was evaluated by the computational and analytical method.

The chemical composition of the alloy of experimental variants was determined. The microstructure and mechanical properties at room temperature were studied. Stress-rupture strength tests were performed at 975 °C under a load of 230 MPa.

**Results.** Experimental melting of the charge was carried out, which consisted exclusively of our own technological return of the ЖС6У-ВІ alloy with the use of high-temperature processing of the melt and modification with a nickel-yttrium ligature.

The chemical composition, microstructure of the experimental alloy, its mechanical properties at room temperature, and heat resistance indicators were studied.

A method of determining the degree of balance of the chemical composition of modern superalloys based on the total content of groups of alloying elements is proposed.

**Scientific novelty.** Calculations carried out in accordance with the proposed method of determining the degree of balance of the chemical composition of the alloy show that for the experimental variants, phase separations may form along the grain boundaries. Studies of the microstructure confirmed the separation of the γ-γ' eutectic phase in the form of a “white” border along the thickened grain boundaries in the metal of the ЖС6У-ВІ alloy sample.



According to the calculations of the metal alloying system balance for experimental melts, not only the thickening of the grain boundaries and the separation of the  $\gamma$ - $\gamma'$  eutectic phase, but also a decrease in mechanical properties and stress-rupture strength can be observed.

The application of modification with nickel-yttrium ligature in the amount of 0.136 % in the remelting process with the use of high-temperature processing of the ЖС6У-ВІ alloy return melt allows to ensure the formation of grain boundaries without visible discharges (pollution).

It was established that in the metal of the experimental melting with the application of modification with nickel-yttrium ligature, carbides have globular and lamellar morphology. There is no separation of the  $\gamma$ - $\gamma'$  eutectic phase.

The mechanical properties and stress-rupture strength of the metal of the experimental melts with the use of high-temperature processing of the melt of the conditioned return of the ЖС6У-ВІ alloy, both with and without modification by nickel-yttrium ligature, meet the requirements of OST 1 90126-85, but at the same time, they are lower than the properties of the alloy cast with charge refreshment.

**Practical value.** A computational and analytical method of determining the degree of balance of the chemical composition of modern heat-resistant alloys based on the total content of certain groups of alloying elements is proposed.

It was established that the modification of nickel-yttrium ligature with additives significantly improves the microstructure of castings obtained from the technological return of the ЖС6У-ВІ alloy and creates conditions for a general improvement in the quality of the material of the responsible castings.

The conducted studies show that the use of 0.136 % nickel-yttrium ligature allows to clean grain boundaries, change the morphology of non-metallic inclusions and counteract the segregation of eutectic inclusions in nickel-based superalloys alloys.

**Key words:** nickel-based superalloys, return, modification, nickel-yttrium ligature, microstructure, physical and mechanical properties, high-temperature strength.

УДК 620.178.4/.6:62-45:538.911:519.688

## ESTIMATION OF GAS-DYNAMIC PARAMETERS AT THE EXIT OF THE IMPELLER DURING MODERNIZATION OF MI-2MSB FAN INSTALLATION

- Tatarchuk T. PhD Tech., associate professor, associate professor of Physics Department of National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tanko.ho1@gmail.com;
- Kravchuk Yu. specialist of the highest category, senior lecturer, Zaporozhye Aviation College named after O.G. Ivchenko, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: kravchuk@zac.org.ua;
- Pelykh V. Student Kharkiv National Aerospace University named after M. Y. Zhukovsky "Kharkiv Aviation Institute", Kharkiv, Ukraine, e-mail: venator.verba@gmail.com

**Purpose.** Analysis of methods to increase the efficiency of the cooling system of the AI-450M engine units of the Mi-2MSB helicopter and evaluation of gas-dynamic parameters at the impeller outlet, fan installation MI-2MSB

**Research methods:** finite element method (FEM).

**Results.** It was shown that the use of a centrifugal fan as the main element in the system of air injection, cabin air conditioning and cooling systems and engine units provide the following opportunities and improvements:

- at constant speeds and without changes in the transmission system to increase the amount of running air by 200...300 %;
- reduce the temperature of heated units to the values recommended by the operation manual;
- to increase the service life of complex-loaded elements of the system of connection of free turbine shafts with the shaft of the main gearbox;
- reduce the risk of accidents due to poor air conditioning in the cockpit and passenger seats.

The analysis of possible types of C.S modernization was carried out, the estimated estimation of gas-dynamic parameters at the exit of the impeller - to the sub-radiator space was carried out. The problem was solved by changing the type of impeller from axial to centrifugal.

**Scientific novelty.** The problem of creating an efficient and reliable cooling system for internal systems and units of the Mi-2MSB light multi-purpose aircraft, which has been modernized with the replacement of old GTD-350 engines with newer ones, AI-450 series - urgent, in the absence of similar light helicopters of domestic production. An important component of the safety and reliability of all components of the helicopter is to maintain the correct thermal regime of its components.

**Practical value.** The obtained results are important in the further process of production and modernization of the Mi-2 helicopter of all modifications with the latest engines, as well as for helicopter development projects in Ukraine - SME-2 "Hope", SME-6 "Otaman", SME-8 and others. The ability to increase cooling efficiency, air conditioning and reduce engine load increases the life, reliability of components and improves comfort and performance for pilots and passengers.

**Key words:** fan assembly (FA), centrifugal wheel (CW), finite element method (FEM), cooling system (CS), modernization, air system, aircraft compressor, lubricating radiators.

### Introduction

As a result of the deep modernization of the Soviet Mi-2 helicopter to the Mi-2MSB level, the rather old GTD-350 engine was replaced by the newest AI-450. Due to the use of new materials, technologies for cooling turbine blades and other modern technologies, it was possible to increase the cruising and take-off power by an average of 100...150 hp. At the same time, the gas temperature behind the short-circuit along the entire exhaust increased by 100...200 °C. At the same time, the FA was not changed or modified, the CS, developed for less powerful engines, began to work in more difficult conditions. Productivity began to be insufficient both for cooling the STG-9M starter generators and for blowing the flanges connecting the shafts of the main gearbox and

engines (or freewheel clutches, if they are available). Various elements began to experience unwanted heating not foreseen by operational standards.

NPF "Adron" did not finish the work on the development of new screen-exhaust devices for the Mi-2, which were supposed to reduce the load on the D and GR shafts. Instead, the development of helicopters of transport and sanitary modifications, with a capacity of up to 10 people and a flight duration of 5...6 hours, began. In the past, there have already been cases of accidents due to carbon monoxide poisoning, due to defects in the air conditioning system, which will be exposed to a greater load when the passenger capacity is increased.

To cool the units of the power plant, an axial fan is installed on the main gearbox. Air from the fan unit cools

the following units: oil radiators of the left, right engines and gearbox, starter generators STG-9M, alternator, flanges of free turbine shafts, gearbox and AK-50M1G compressor.

Thus, the research is relevant to improve the cooling characteristics and solve the above-mentioned problems of the helicopter, which is starting to enter into operation more and more often, both in civilian and military versions. As the experience of the Mi-2M and PZL Swidnik Kania shows, reworking the gargrot together with the pneumatic system, when changing the engines and increasing the flight duration, is a necessary stage of improving LTX and EX in the modernization process.

### Features of the Mi-2 fan installation before modification

An increase in productivity, and as a consequence, the efficiency of CS work, is possible in the following ways:

- increasing the operating speed of the axial fan;
- increasing the size of the impeller;
- use of a more advanced design of CS;
- use of fundamentally different means of cooling;
- reducing the load on the pneumatic system is not considered, due to the hereditary type of construction of all KB Mil helicopters, namely: the use of fans, which is an almost unique feature in the entire helicopter industry.

The location of units, the peculiarities of the flow of gas-dynamic flows from the engine, savings on heat-resistant and heat-resistant materials do not allow to abandon air cooling.

The location of units, the peculiarities of the flow of gas-dynamic flows from the engine, savings on heat-resistant and heat-resistant materials do not allow to abandon air cooling.

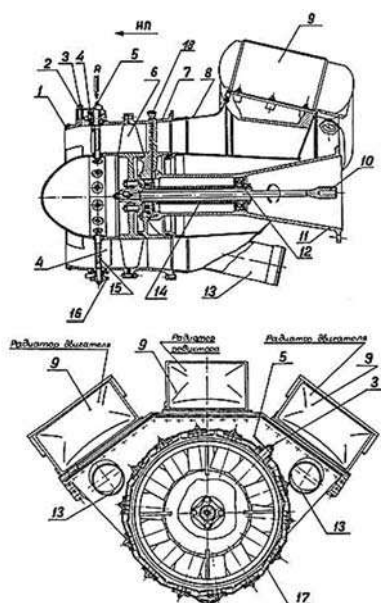


Fig. 1. FA of the Mi-2 helicopter and its modifications:

- 1 – guiding apparatus; 2 – puck; 3 – nut; 4 – adjustable paddles; 5 – sector; 6 – working wheel; 7 – steering device;
- 8 – diffuser; 9 – air-oil radiators; 10 – spring shaft;
- 11 – shaft casing; 12 – ball bearing; 13 – air outlet pipe for cooling units; 14 – fan shaft; 15 – blade axis; 16 – roller;
- 17 – rope; 18 – buttermilk

The fan unit consists of various elements that work as a complete mechanism. The front winding of the air is performed by a number of adjusting stator vanes (Fig. 1, item 4). Thanks to the cable (Fig. 1, item 17), when one stator blade is turned to a certain angle, all others change their position to the same angle. The working element is the axial wheel (Fig. 1, item 6), which creates an air flow that cools various units of the AI-450M-P engines and the Mi-2MSB helicopter. The torque on the impeller comes through the fan shaft (Fig. 1, item 14) resting on the ball bearing (Fig. 1, item 12). Power comes to the shaft from the VR-2 main gearbox through the spring shaft (Fig. 1, item 10). Lubrication of the ball bearing is carried out with working grease through the oil pan (Fig. 1, item 18). The bearing itself rests on the stator element - the shaft casing (Fig. 1, item 11), through which it transmits further forces to the fastening nodes. Thanks to the diffuser (Fig. 1, item 8), the air flow expands after leaving the channel of the impeller. Further along the direction of movement, it gets to 3 lubricant radiators (two AI-450M-P engine radiators (right and left) and a BP-2 main gearbox radiator) and various nozzles (Fig. 1, item 13) for air intake for the needs of cooling units installed on engines. The main parameters of the fan installation are listed in Table 1.

Table 1 – Basic parameters of the fan installation

| Diameter of the impeller, mm | Rotation speed, rpm | Productivity, m <sup>3</sup> /s |
|------------------------------|---------------------|---------------------------------|
| 290                          | 8000                | 2,8                             |
| Pressure, mm. water Art.     | Power, hp           | Weight (dry), kg                |
| 550                          | 25                  | 25                              |

### Purpose of the work

After remotorization and replacement of GTD-350 with newer AI-450M-P, which increased power, heat generation also increased. The fan unit was not structurally changed, the cooling system designed for less powerful engines began to work in more difficult conditions. Productivity began to be insufficient both for cooling the STG-9M starter generators and for blowing the flanges connecting the shafts of the main gearbox and engines (or freewheel clutches, if they are available). Since the unit operates at a nominal speed of 8000 per minute, it is possible to use a centrifugal type of fan, which gives us a large increase in the performance of pumping cold heated air to the hot units, which will be calculated later.

Thus, the main goal of this work is the analysis of methods of increasing the efficiency of the cooling system of the AI-450M engine units of the Mi-2MSB helicopter and the assessment of gas-dynamic parameters at the outlet of the impeller. fan installation MI-2MSB

The following software packages and modules were used to create mathematical models, evaluate gas-dynamic parameters at the outlet of the impeller during the modernization of the MI-2MSB fan installation, and evaluate the results of modeling and calculations: Ansys CFX-pre, Ansys CFX-solution, Ansys CFX-post, Vista CCM, BladeGen, TurboGrid, Mesh.

**Modernization of the Mi-2 fan installation and assessment of gas-dynamic parameters at the outlet of the impeller**

Changing the operating speed of the fan is a complex and time-consuming process, which requires changing the system of shafts and gears of the transmission of the transmission of rotational forces from GR to VV, recalculating the parameters of the impeller for strength, reliability and performance in conditions of increased revolutions.

Increasing the diametrical dimensions of the impeller is an extensive, not a qualitative way of modernization, which is complicated by structural limitations. In this case, the growth of parameters will be proportional to the increase in size. It does not make sense to consider it, because it requires almost the same modifications of the system as changing the type of impeller to a centrifugal one, while it will give a smaller increase in efficiency.

By fundamentally different cooling methods, we mean liquid-lubricant cooling, which is difficult to implement due to a small supply of lubricant, which is about 25 liters and lubricates the gearbox, drive box and engines, and a set of other factors that significantly affect the feasibility of building hydro and oil lines

Improvement of CS can be done by methods of increasing the accuracy and quality of nozzles and reworking air ducts with greater use of sealing means and changing the working element. The second way is more productive, so it was chosen as the object of calculations.

The following was chosen as the initial data: fundamentally different, more appropriate to the required parameters of air flow - centrifugal type of fan, standard parameters of the atmosphere (P = 101325 Pa, T = 288.15 K), operating revolutions (8012 rpm). Since the impeller will create additional pressure, we choose "real" gas as the working gas model. To reduce the cost due to versatility, we will calculate the necessary parameters for two engines that are being prepared for operation - AI-450-2 with a power of 650...800 hp. To do this, we will increase the flow several times, compared to the usual one (2.8 m<sup>3</sup>/s). Using the correlation method and based on economic considerations, the most effective ratio was adopted - 10 main and 10 splitter blades.

With the help of Vista CCM, BladeGen modules, we determine the performance of the wheel at different revolutions, to be sure of the system's performance in other modes of operation, except for nominal and take-off, the diagram is shown in Fig. 2.

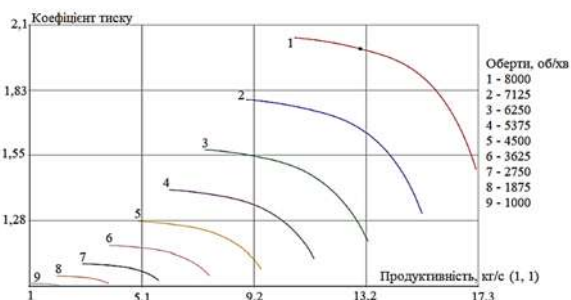


Fig. 2. Productivity at different revolutions of the impeller

Also, with the help of the Vista CCM module and BladeGen, as a result of 3 approximations at the output, the main parameters of the centrifugal fan were obtained (tabl. 2).

To conduct a gas-dynamic analysis, first of all, it is necessary to create a model of the impeller segment (fig. 3) using the finite element method. For this purpose, the following values were set using the Ansys CFX-pre module: air inlet and outlet planes, data on the inlet flow parameters that we calculated in the previous stages, rotation frequency, and others. In gas conditions, we chose ideal air, since the degree of compression has low values, we can ignore the error value, in wall conditions, boundary layer adhesion was specified, the error of swirling the flow on the blade profile approaches zero.

Table 2 – Basic parameters of a centrifugal fan

| Operating revolutions, rpm   | Compression ratio       | Air mass flow rate, kg/s | Volume air flow rate, m <sup>3</sup> /s |
|------------------------------|-------------------------|--------------------------|---|
| 8000                         | 2                       | 13                       | 10,08                                   |
| Inlet temperature, K         | Inlet pressure, Pa      | Inlet flow angle, gr     | Radial distribution                     |
| 288,15                       | 101325                  | Up to 35                 | Permanent                               |
| Meridional velocity gradient | Relative velocity ratio | Flux factor              | Correlation method                      |
| 1,15                         | 0,52                    | Correlation              | Kosei-Robinson                          |
| Impeller material            | Impeller weight, kg     | Gas model                | Gas                                     |
| Ti64                         | 11,09                   | Ideal gas                | Air                                     |

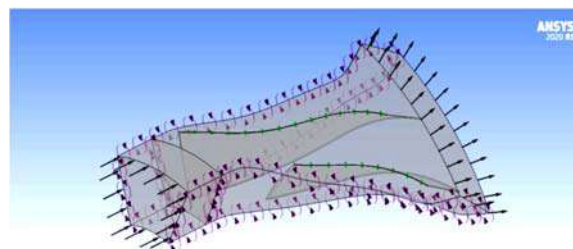


Fig. 3. Calculation area of the impeller segment

The results of the gas dynamic calculation are shown in fig. 6–12, (the number of convergence of a series of numerical values is 0.000001). The comparison in the first approximation indicates a significant increase in productivity compared to the original FA.

Let's take into account possible errors in calculations and designs, the relative performance of the system:

$$p = p_{calc} - p_{turb} - p_{depl} - p_{atm} - \delta = 1 - 0,05 - 0,07 - 0,03 - 0,02 = 0,83.$$

It is possible to reduce the drop in values in the following ways:

- increasing the quality of the surface of the working blades (decrease in roughness);
- development of additional elements to improve the quality of flow (stator guide row);

- modification of channel elements (confuser-difuser system).

More than 100 calculation iterations were performed in the Ansys-Solver module. During the solution process, graphs (Figs. 4, 5) were obtained, which testify to the existing quality and accuracy of the calculation in the first approximation. As can be seen from the force imbalance graph, the process takes on a constant form almost from the middle of the calculation and we have specific numbers of force projections, which creates an onrushing flow on the wheel structure. These forces can then easily be transferred to a mechanical calculation to determine the required geometric dimensions of elements from the condition of minimum mass.

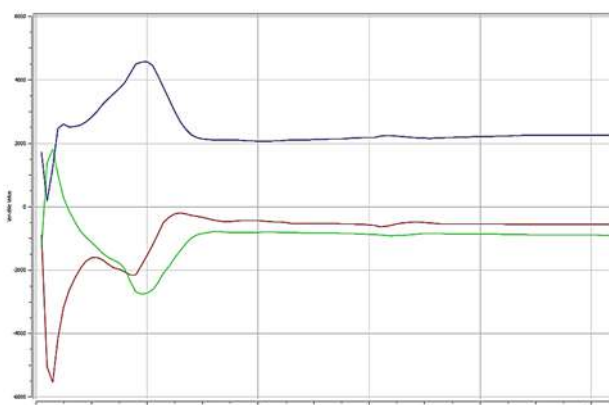


Fig. 4. The chart for determining the magnitude of the projections of the flow forces

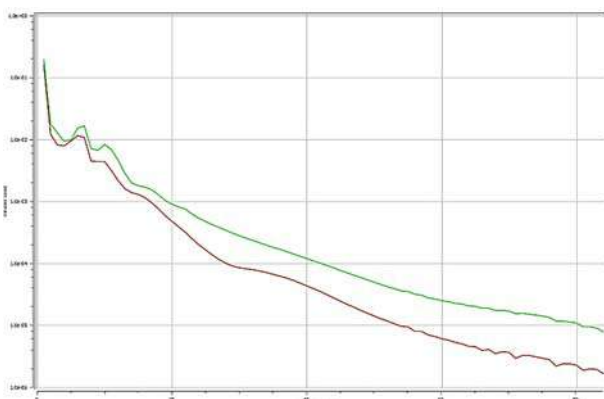


Fig. 5. Graph of convergence of coefficients k-e

The graph of the convergence of the k-e coefficients shows the high accuracy of the calculation, as their value falls below  $10^{-5}$ , and the behavior indicates a clear convergence of the calculation process and a correctly constructed grid of finite elements in the boundary layer area.

Analysis of the results was carried out in the Ansys CFX-post module. As a result of the calculations carried out in the SAE environment at the exit, we obtained the values of the fields of temperatures (Fig. 10), pressure (Figs. 7, 9, 12), air flow (Figs. 6, 11) and other gas-dynamic parameters (Fig. 8) operation of the centrifugal wheel at nominal revolutions. Since we calculated one of 10 identical areas of the wheel, for ease of visualization we duplicate the calculated area around the axis of the wheel.

© Tatarchuk T., Kravchuk Yu., Pelykh V., 2022  
DOI 10.15588/1607-6885-2022-2-10

The results of the pressure distribution indicate that the pressure does not rise even up to 2 atm. Therefore, the fan will work for air pumping, not for compression, surging phenomena are impossible.

An important parameter of the fan operation is the speed of air outflow from between the blade channels: in this wheel it reaches 363 m/s in the maximum zones (see Fig. 8). Due to this initial acceleration, the new air will blow the oil radiators and engine and helicopter units quite quickly.

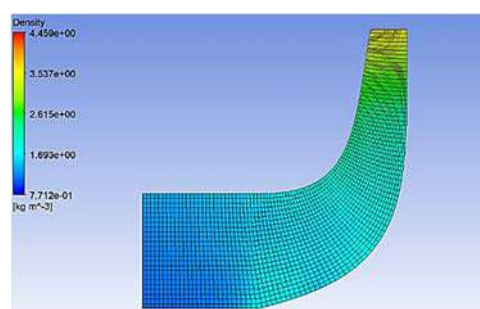


Fig. 6. Distribution of air flow in the cross section of the wheel

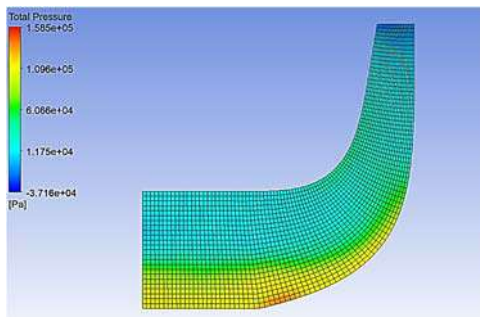


Fig. 7. Distribution of total air pressure in the cross section of the wheel

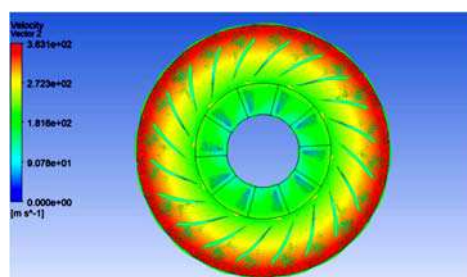


Fig. 8. Distribution of the velocity field along the wheel

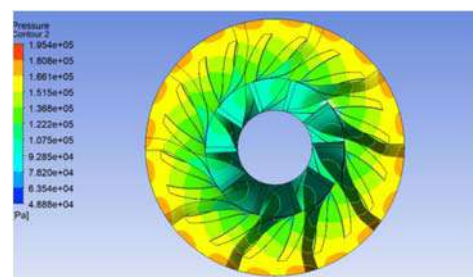


Fig. 9. Pressure distribution in wheel sections



The change in the temperature of the return is normal, a slight increase will be compensated by the design of the channels in the passage of the return (Fig. 10).

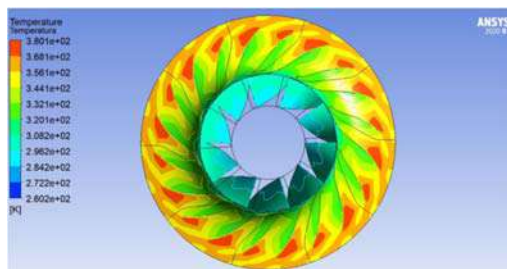


Fig. 10. Temperature field in the working wheel

By hovering over the diagrams, you can tell what effort which creates FA to push through, increases in proportion to the increase in the volume of air along the sections of the blades. The verification calculation confirms the air weight consumption of 12.98 kg/s, which is less than the initial 13 kg/s by 0.15% (Fig. 11).

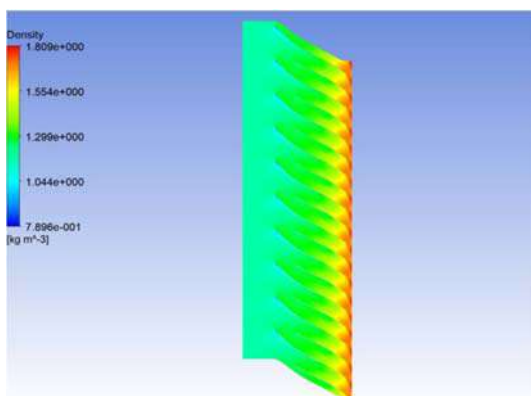


Fig. 11. Air flow sweep

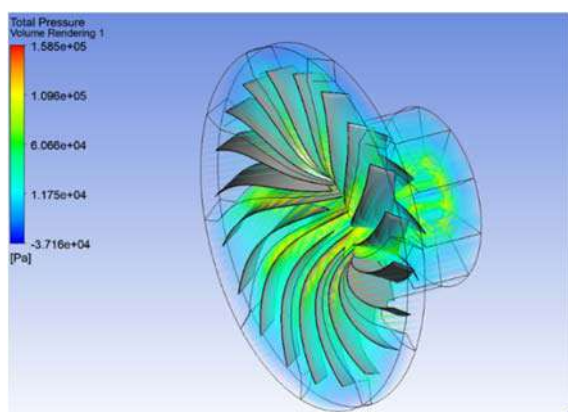


Fig. 12. Distribution of full pressure on the surface of the wheel

It can be seen from the diagrams that turbulent phenomena, and the most dangerous and undesirable Helter vortices in cross-sections, have a value of less than 5%, which is compensated by a sufficient volume of pumped air. At the exit from the wheel, the flow stabilizes and has a constant radial current distribution:

$$dx/dv = 1,15 .$$

Table 3 – Comparison of fan parameters

| Parameter                                  | Axial fan | Centrifugal fan |
|--|-----------|-----------------|
| Operating revolutions, rpm                 | 8012      | 8012            |
| Volumetric productivity, m <sup>3</sup> /s | 2,8       | 10,08           |
| Mass consumption, kg/s                     | 3,6       | 13              |
| Impeller weight, kg                        | 5         | 11 (Ti-64)      |
| Full Pressure, Pa                          | 5393      | 11750           |
| Compression ratio                          | 1,25      | 1,5...1,7       |
| Speed gradient                             | 2,7       | 1,15            |
| Power, hp                                  | 25        | 50              |

A small increase in pressure is compensated by an increase in speed and does not significantly affect the temperature field, any gradations are self-compensated by the cavity under the radiator compartment and the branching of the volume.

For correct and more stable operation, the use of a stator row of blades is recommended, which will twist the flow for optimal flow around the blade profile on both sides. The original steering row already had the ability to adjust the angle of installation and rotation of the flow, so its adjustment is reduced to experimental determination of the new recommended range of operation.

From the comparative table, it can be seen that with a rather small increase in power on the scale of a helicopter – 25 horsepower, which is a two-fold increase, we get an increase in the main parameter that characterizes the system – air flow by 3.6 times.

If this value is greater than necessary, due to the design of the system, excess air will be removed through leaky channels of the system of pipes and air ducts.

The centrifugal wheel itself has advantages in greater ease of assembly of the system, technical reviews. The principle of centrifugation and flow channel reduces the impact of ice, dirt, dust and other fine particles on the operation of the installation. Due to the absence of component particles, i.e., the monolithic nature of the impeller, the vibration load decreases and the strength increases.

At the moment, the problems that haunted centrifugal fans in the 20th century, namely the difficulty, and sometimes the impossibility of manufacturing by means of mechanical processing, have been solved. The example of the big three global engine manufacturers: General Electric, Pratt & Whitney and Rolls-Royce shows that this type of fan is manufactured both by traditional mechanical processing (CNC tools) and by advanced additive manufacturing methods with a minimum level of defects and defects (which is inherent machining of axial fan blades).

The obtained results indicate the possibility of obtaining the desired structural, operational and economic improvements. The topic of centrifugal cooling units is the latest and most promising in civil and military aviation, thanks to the latest means of their production, which was not considered in the Mila Design Bureau, due to the complexity of manufacturing at the stages of helicopter development.

**Conclusions**

1. The centrifugal fan was chosen as more appropriate for the Mi-2MSB cooling system, because it is better than similar axial, bladeless fans and is more practical to use on board the helicopter than the tangential one in terms of efficiency at the given speeds and design features of the helicopter. 2. According to the analysis of the calculation of the centrifugal wheel, an increase in air flow and its speed at the exit is visible. 3. The type of fan, its dimensions, operating revolutions, the number of working and splitter blades can significantly affect the volume, mass flow of air, blowing speed, temperature after pre-compression and other properties of the flow, which must be taken into account during the design, development and operation of systems, which require cooling during operation. Therefore, the selection of explosive elements, the layout of the system is a very relevant issue and depends on the design of the aircraft and the degree of development of the flow of hot gases from the short-circuit and mechanical heating of the contact surfaces of mechanisms that compress or produce various types of energy. 4. Thanks to the use of a centrifugal fan, it was possible to increase the productivity of the helicopter's pneumatic system, as well as CO from 2.8 m<sup>3</sup>/s to 10-13 m<sup>3</sup>/s of cold air from the NS.

**Bibliography**

1. Соломахова Т. С. Центробежные вентиляторы. Аэродинамические схемы и характеристики: Справочник / Соломахова Т. С., Чебышева К. В. – М. : Машиностроение, 1980. – 176 с.
2. Воронежский А. В. Современные центробежные компрессоры / Воронежский А. В. – М. : Премиум Инжиниринг, 2007 – 140 с.
3. Елисеев Б. М. Расчет деталей центробежных насосов (справочное пособие). / Елисеев Б. М. – М. : Машиностроение, 1975. – 208 с.
4. Киреев В. И. Численное моделирование газодинамических течений / Киреев В. И., Войновский А. С. – М. : Изд-во МАИ, 1991. – 254 с.
5. Технічний опис Мі-2. Книга II. ВСК Свіднік, 1970. – 128 с.
6. Вертолет Ми-2МСБ. Руководство по технической эксплуатации К020000000 РЭ Часть 4.
7. Бобровский С. А. Гидравлика, насосы и компрессоры / Бобровский С. А., Соколовский С. М. – М. : изд-во «Недра», 1972. – 296 с.
8. Михайлов А. К. Компрессорные машины / Михайлов А. К., Ворошилов В. П. – М. : Энергоатомиздат, 1989. – 288 с.

Одержано 01.12.2022

## ОЦІНКА ГАЗОДИНАМІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ВИХОДІ З РОБОЧОГО КОЛЕСА ПРИ МОДЕРНІЗАЦІЇ ВЕНТИЛЯТОРНОЇ УСТАНОВКИ МІ-2МСБ

- Татарчук Т. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: tanko.hol@gmail.com*;
- Кравчук Ю. С. спеціаліст вищої категорії, старший викладач, Запорізький авіаційний коледж ім. О. Г. Івченка, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: kravchuk@zac.org.ua*;
- Пелих В. П. студент, Харківський національний аерокосмічний університет ім. М. С. Жуковського «Харківський авіаційний інститут», Харків, Україна, *e-mail: venator.verba@gmail.com*

**Мета роботи.** Аналіз методів підвищення ефективності системи охолодження агрегатів двигуна АІ-450М вертольоту Мі-2МСБ та оцінка газодинамічних параметрів на виході з робочого колеса вентиляторної установки Мі-2МСБ

**Методи дослідження:** метод кінцевих елементів (МКЕ).

**Отримані результати.** Проведені дослідження показали, що застосування відцентрового вентилятора в якості основного елемента в системі нагнітання повітря, кондиціонування салону та охолодженні систем і агрегатів двигуна надають наступні можливості та покращення:

- при незмінних обертах та без змін системи трансмісії збільшити кількість прогонного повітря на 200–300 %;
- знизити температуру агрегатів, що зазнають нагріву до значень, рекомендованих керівництвом з експлуатації;
- підвищити строк служби складно-навантажених елементів системи з'єднання валів вільної турбіни з валом головного редуктора;
- зменшити ризик нещасних випадків, які відбуваються через неякісне кондиціонування кабіни пілотів та пасажирських місць.

Був проведений аналіз можливих видів модернізації СО, в роботі проведена розрахункова оцінка газодинамічних параметрів на виході з робочого колеса – до під-радіаторного простору. Проблема була вирішена за рахунок зміни виду робочого колеса з аксіального на відцентровий.

**Наукова новизна.** Проблема створення ефективної та надійної системи охолодження внутрішніх систем та агрегатів легкого багатоцільового літака Мі-2МСБ, що зазнав модернізації з заміною застарілих двигунів ГТД-350 на більш нові, серії АІ-450 – загальна, в умовах відсутності аналогічних вертольотів легкої категорії вітчизняного виробництва. Важливою складовою безпеки та надійності працездатності усіх компонентів вертольоту є підтримання правильного теплового режиму його складових.

**Практична цінність.** Одержані результати мають важливе значення в подальшому процесі виробництва та модернізації вертольоту Мі-2 усіх модифікацій з новітніми двигунами, а також для проектів по розвитку вертольотобудування в Україні – МСБ-2 «Надія», МСБ-6 «Отаман», МСБ-8 та інших. Можливість підвищення ефективності охолодження, кондиціювання та зменшення навантаження на двигун збільшують ресурс, надійність роботи компонентів та покращують комфорт та експлуатаційні характеристики для пілотів та пасажирів.

**Ключові слова:** вузол вентилятора (ВВ), відцентрове колесо (ВК), метод кінцевих елементів (МКЕ), система охолодження (СО), модернізація, повітряна система, авіаційний компресор, мастильні радіатори.

### ІІІ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 621.793.71

#### ВИЗНАЧЕННЯ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЧАСТИНОК ПОРОШКУ $Ni+Al_2O_3$ В НАДЗВУКОВОМУ СОПЛІ ПРИ ГАЗОДИНАМІЧНОМУ НАПИЛЮВАННІ АНАЛІТИЧНИМ МЕТОДОМ

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;

Поливняний С. О.

заступник директора з виробництва нових виробів АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sergeypolyvanij@ukr.net

**Мета роботи.** Розрахувати температуру і швидкість частинок нікелю та оксиду алюмінію, що знаходяться в надзвуковому потоці, в каналі сопла для холодного газодинамічного напилювання низького тиску. Дослідити вплив параметрів газу на вході в сопло, а саме температури і тиску, на швидкість і температуру частинок на виході з сопла.

**Методи дослідження.** Розрахунок температурно-швидкісних характеристик частинок порошку виконується після визначення параметрів газового потоку в каналі надзвукового сопла з використанням відомих газодинамічних залежностей. Початковими даними для розрахунку є геометрія сопла, температура і тиск газу (повітря) на вході. В розрахунках енергетичних параметрів частинок враховується густина матеріалу з якого вони отримані, а також їх діаметр – частинки нікелю з діаметром 25 мкм та частинки оксиду алюмінію з діаметром 22 мкм.

**Отримані результати.** За результатами розрахунків побудовано графіки зміни швидкостей та температур частинок досліджуваних порошків, а також газу, в каналі надзвукового сопла установки для холодного газодинамічного напилювання низького тиску. Також побудовано залежності температурно-швидкісних параметрів частинок на виході з сопла в діапазоні початкових значень температури на вході в сопло від 300 до 600 °C і тиску від 0,6 до 1,0 МПа.

**Наукова новизна.** Показано вплив початкових параметрів газу на вході в сопло в широкому діапазоні значень на температуру і швидкість частинок нікелю і оксиду алюмінію при холодному газодинамічному напилюванні низького тиску.

**Практична цінність.** Отримані результати можуть бути використані для призначення раціональних параметрів напилювання при розробленні технологічних процесів напилювання захисних і відновлювальних покриттів з порошкової суміші  $Ni+Al_2O_3$ .

**Ключові слова:** покриття, газотермічне напилювання, ізоентропійна модель, надзвуковий потік, сопло, температурно-швидкісні параметри.

#### Вступ

Надійність та довговічність деталей визначається конструктивною міцністю матеріалів з яких вони виконані. Експлуатаційні характеристики багатьох виробів – зносостійкість, корозійна стійкість, жаростійкість та інші – визначаються властивостями поверхні. Для отримання високих характеристик міцності поверхневих шарів часто застосовують різні технологічні методи обробки [1, 2]. Нанесення покриттів є одним з таких методів, що дозволяє захистити матеріал основи від зовнішніх впливів, підвищити термін служби деталей та скоротити витрати на ремонт та відновлення.

Покриттями називають штучно створені поверхневі шари, які можуть відрізнятися від матеріалу основи хімічним та фазовим складами, структурою та властивостями. Покриття наносяться для підвищення

експлуатаційних характеристик поверхонь, їх захисту від різних видів впливу (високих навантажень, температур, агресивних середовищ, тощо), в декоративних цілях, а також для відновлення їх пошкоджених ділянок.

Холодне газодинамічне напилювання (ХГН) є одним з методів газотермічного нанесення покриттів. В процесі напилювання покриття формуються за рахунок надзвукового зіткнення частинок порошку з підкладкою; при цьому характерною особливістю є те, що температура частинок є значно нижчою за температуру плавлення матеріалу з якого вони отримані, тобто частинки знаходяться в твердому стані [3].

Відсутність значного температурного впливу на матеріал підкладки дозволяє використовувати технологію ХГН для нанесення захисних і відновлювальних

покриттів на деталі з магнієвих, алюмінієвих і титанових сплавів [4–6]. Авторами отримано певні позитивні результати щодо напилювання покриттів на деталі з магнієвих і алюмінієвих сплавів [7]. Стосовно можливості відновлення пошкоджених поверхонь деталей з титанових сплавів та пошуку порошкового матеріалу для напилювання методом ХГН низького тиску, авторами запропоновано використання порошкової суміші  $Ni+Al_2O_3$ . Такі покриття мають задовільні фізико-механічні властивості і можуть бути використанні для нанесення на деталі газотурбінних двигунів, виготовлені з титанових сплавів.

Зіткнення частинок з підкладкою може призвести до їх адгезії або відскоку, а також до ерозії поверхні залежно від значень швидкості  $V_p$  і температури  $T_p$  частинок в момент зіткнення [8, 9]. Зміну параметрів частинок порошку в соплі, на виході з нього, а також перед зіткненням з поверхнею підкладки можна визначити за допомогою аналітичних моделей, що дає змогу передбачити можливість формування покриттів певного матеріалу, певного фракції і певних параметрів напилювання. Цей етап є важливим на шляху розроблення технології та обладнання для ХГН, зокрема проектування й оптимізації надзвукових сопел.

### Постановка задачі

Швидкість частинок порошку при холодному газодинамічному напилюванні залежить від таких основних чинників: температура й тиск газу на вході в сопло; геометрія сопла; молекулярна маса робочого газу; густина матеріалу; форма й розмір частинок; час знаходження у високошвидкісному газовому потоці; взаємодія з ударною хвилею від поверхні підкладки та інше. При збільшенні швидкості газового потоку збільшується швидкість частинок порошку, що знаходяться в цьому потоці.

Процес ХГН складається з двох стадій – прискорення частинок порошку газовим потоком та надзвукового зіткнення їх з підкладкою та формування покриття. Тому дослідження процесу зіткнення не можливе без розуміння параметрів частинок на виході з сопла та впливу на них початкових параметрів газу.

На рис. 1 схематично показано стандартне сопло СК-20, що використовується в установках холодного газодинамічного напилювання низького тиску ДИМЕТ-405 для якого в роботі проведено розрахунки. Сопло є надзвуковим, має дозвукову звужуючу частину, критичний переріз, і надзвукову розширну частину, що використовується для прискорення робочого газу і, відповідно, частинок порошку, що подаються за критичним перерізом в потік.

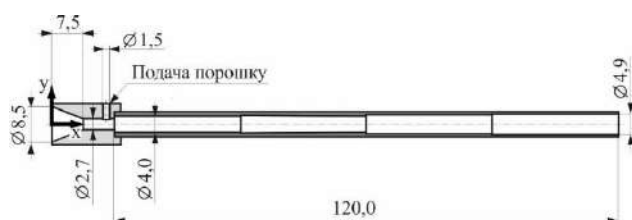


Рис. 1. Геометрія сопла СК-20 установки ДИМЕТ-405

Таким чином, метою роботи є дослідження впливу температури і тиску газу на вході в сопло на температуру та швидкість частинок нікелю та оксиду алюмінію в каналі надзвукового сопла та на виході з нього при ХГН низького тиску з використанням відомої аналітичної моделі.

### Огляд літератури

Вище було перелічено основні параметри процесу ХГН, що в значній мірі впливають на швидкість та температуру частинок. В цьому розділі стисло наведено результати огляду літератури щодо впливу цих параметрів на енергетичні характеристики частинок порошку.

Зазвичай з метою мінімізації впливу зміни густини газу в соплі на швидкість частинок використовують системи холодного напилювання високого тиску (тиск газу на вході в сопло до 5 МПа). Зі збільшенням тиску збільшується густина газу в соплі, що забезпечує великі значення сили лобового опору для прискорення частинок. Однак збільшення тиску є можливим до деякого певного значення, що залежить від матеріалу й розміру частинок [3]. Крім того, зі збільшенням тиску збільшується й витрата газу через сопло, що впливає на його максимально можливу температуру, яка забезпечується потужністю нагрівника.

У роботі [10] було встановлено, що, по-перше, швидкість частинки обмежена швидкістю газу, по-друге, при збільшенні часу перебування частинки в потоці її швидкість монотонно збільшується. По-третє, прискорення частинки збільшується зі збільшенням густини газу. Оптимальні умови прискорення визначаються умовою максимуму сили опору. Розрахунки авторів показують, що оптимальні густина й швидкість газу, які дають максимальне прискорення частинки, можуть бути отримані при відносному числі Маха приблизно 1,4. Оптимальною формою профілю сопла буде в тому випадку, якщо в кожному перерізі відносне число Маха частинки близьке до цієї величини. Таким чином, зміна параметрів газу приводить до зміни оптимальної геометрії сопла.

У роботі [11] зазначається, що значення швидкостей і температур для частинок діаметром менше 5 мкм і значення потоку є майже однаковими: різке збільшення швидкостей і різке охолодження в розширній частині сопла. Для частинок діаметром більше 5 мкм зміни швидкостей і температур залежать від часу та їх розміру. Взаємодія частинок з високошвидкісним газовим потоком дає змогу адаптувати різні процеси напилювання для формування покриттів. При напилюванні високошвидкісного газового потік відбивається від поверхні підкладки з утворенням ударної хвилі, з якою взаємодіють частинки порошку, що знаходяться в потоці. Частинки порошку діаметром менше 5 мкм зазвичай відбиваються ударною хвилею, у той час як для частинок великих діаметрів спостерігається зміна кута відбивання залежно від їх розміру.

У роботі [12] аналітично оцінюється оптимальний розмір частинок залежно від вхідних параметрів (типу



### Методика розрахунків

газу, його тиску й температури, густини матеріалу частинок, геометрії сопла тощо). Під оптимальним розуміють такий розмір час-тинок, при якому вони зштовхуються з перешкодою при максимальній швидкості та/або максимальній температурі. Як показують експерименти, якість покриттів поліпшується зі зростанням швидкості частинок. Разом з тим, слід зазначити, що порошки характеризуються деяким розподілом за розміром, що зазвичай описується нормальним розподілом з відомим середнім розміром частинок і середньоквадратичним відхиленням. Якщо вибрати порошок так, щоб середній розмір частинок дорівнював оптимальному, то деякі з цих частинок (що мають як значно менший від оптимального розмір, так і значно більший) будуть зштовхуватися з поверхнею з дуже малими швидкостями. Тому потрібно вибрати порошки таким чином, щоб найдрібніші й найбільші частинки мали швидкість удару, вищу за критичну.

У роботі [12] було також встановлено, що зі збільшенням швидкості й температури частинок збільшується коефіцієнт використання порошку і адгезія, зменшуються пористість і шорсткість покриття. Таким чином, аналітичні й експериментальні результати показують, що найкращу якість покриттів можна отримати при максимальній швидкості частинок, що не перевищує швидкостей, при яких спостерігається високошвидкісний знос поверхні підкладки.

Дослідження параметрів газу і частинок порошку за допомогою комп'ютерного моделювання є розповсюдженим методом для оптимізації процесу ХГН: профілювання надзвукових сопел [13], знаходження оптимальних параметрів частинок для їх адгезії [14] та інше. У роботі [15] автори використовують відносно простий аналіз на основі ізоентропійної газодинамічної моделі [16] і програму ANSYS FLUENT [17]. В обох випадках спочатку розраховуються енергетичні параметри потоку, а потім – рух частинок. На основі ізоентропійних обчислень показано, що температура частинок майже не залежить від тиску, але їх швидкість збільшується на 15 %, якщо тиск подвоюється (від 1,5 МПа до 3,0 МПа). Зміна температури газу при постійному тиску 2,5 МПа збільшує швидкість частинки на 25 %, якщо подвоюється температура (від 300 °С до 600 °С). При високих температурах (вище 520 °С) швидкість частинок збільшується слабкіше через зменшення густини газу. Показано, що при розрахунках за програмою FLUENT швидкість частинок є на 10 % меншою, ніж при розрахунках за ізоентропійною моделлю.

У роботі [18] вивчається вплив геометрії сопла на прискорення частинок. Авторами досліджено багатоканальну схему надзвукового сопла. Такі сопла можуть бути запропоновані при оптимізації процесів напилювання порошкових сумішей, наприклад метал і кераміка, для яких рекомендується їх окрема подача до сопла [19].

За результатами проведеного літературного огляду були встановлені важливі параметри процесу, що в значній мірі впливають на температуру та швидкість частинок порошку – температура та тиск повітря на вході в сопло, а також розмір самих частинок.

Для визначення енергетичних параметрів потоку у соплі (температури, швидкості, тиску, числа Маха тощо) можна скористатись одновимірною газодинамічною моделлю, адаптованою до числа Маха, що збільшується в розширній частині сопла Лавалю [10].

Потік у соплі вважається одновимірним та ізоентропійним (без теплообміну та втрат на тертя). Також припускається, що потік підпорядковується законом для ідеального газу з постійним відношенням теплоємностей (показником адиабати).

Таким чином, рівняння, що описують течію такого потоку, можна брати з підручників класичної механіки рідин і газів [20]. Одновимірна модель не враховує прилежового шару, що розвивається на внутрішніх стінках сопла й гальмує потік порівняно з течією поблизу осі сопла. Тому результати розрахунку моделі є трохи завищеними порівняно з результатами, одержаними на практиці.

З урахуванням зазначених припущень параметри газу залежатимуть від геометрії сопла, температури й тиску газу на вході в сопло. З метою прискорення потоку до надзвукових швидкостей при ХГН використовують сопло Лавалю. При прискоренні потоку в соплі температура й тиск газу зменшуються, тоді, як швидкість потоку збільшується. Параметри газу при цьому є функцією від місцевого значення числа Маха (відношення швидкості газу до місцевої швидкості звуку).

Зазвичай температура газу є вищою, ніж температура навколишнього середовища. Якщо частинка рухається повільно, то її оточує газ з температурою, близькою до температури гальмування. Однак якщо швидкість частинки є близькою до швидкості газу, то вона охолоджується. При малих концентраціях частинок у потоці теплообмін між частинками й газом не порушує припущення про адиабатичну течію газу [10].

Параметрами газового потоку на вході в сопло є температура  $T_0$  і тиск  $P_0$ , швидкість потоку при цьому дорівнює нулю. Передбачається, що температура потоку на вході в сопло та масова витрата газу є відомими. Масова витрата газу в установках газотермічного напилювання зазвичай задається тиском.

Початкові дані для розрахунків наведено у таблиці 1.

Таблиця 1 – Початкові дані для розрахунків

| Параметр                                 | Значення |
|--|----------|
| <i>Частинки порошку нікелю:</i>          |          |
| - діаметр $d_p$ , мкм                    | 25       |
| - густина $\rho_p$ , kg/m <sup>3</sup>   | 8874     |
| - теплоємність $C_p$ , J/kg·K            | 446      |
| <i>Частинки порошку оксиду алюмінію:</i> |          |
| - діаметр $d_p$ , мкм                    | 22       |
| - густина $\rho_p$ , kg/m <sup>3</sup>   | 3950     |
| - теплоємність $C_p$ , J/kg·K            | 790,4    |
| <i>Робочий газ (повітря):</i>            |          |
| - питома газова стала $R$ , J/kg·K       | 287,05   |
| - показник адиабати $\gamma$             | 1,4      |

При збільшенні швидкості газового потоку збільшується швидкість частинок порошку, що знаходяться в цьому потоці. Швидкість звуку для газу залежить від температури й молекулярної маси газу:

$$V = \sqrt{\gamma RT}, \quad (1)$$

де  $R$  – питома газова стала (універсальна газова стала поділена, на молекулярну масу газу).

Взаємозв'язок температури газового потоку в критичному перерізі сопла  $T^*$  і температури газу  $T_0$  можна представити рівнянням

$$\frac{T_0}{T^*} = 1 + \frac{\gamma-1}{2}, \quad (2)$$

де  $\gamma$  – відношення питомих теплоємностей (показник адіабати); для одноатомних газів  $\gamma = 1,66$ , а для двоатомних зазвичай  $\gamma = 1,4$  (при розрахунках повітря вважають двоатомним газом, оскільки це суміш азоту з киснем).

Використовуючи рівняння (1), передбачають, що в критичному перерізі сопла режим течії є звуковим. Звуковий режим течії може бути отриманий лише при певних значеннях температури. У критичному перерізі  $M = 1$ , а місцеву швидкість можна виразити за допомогою рівняння (1).

У роботі [10] передбачається, що витрата газу (не тиск) є заданим. Густина газу в критичному перерізі можна визначити за рівнянням

$$\rho^* = \frac{m}{V^* A^*}, \quad (3)$$

де  $m$  – масова витрата газу через критичний переріз сопла.

Використовуючи закон для ідеального газу, тиск у критичному перерізі можна отримати за рівнянням:

$$P^* = \rho^* RT^* \quad (4)$$

За відомим тиском в критичному перерізі сопла можна розрахувати тиск газу:

$$\frac{P_0}{P^*} = \left(1 + \frac{\gamma-1}{2}\right). \quad (5)$$

Далі необхідно визначити параметри газу на виході з сопла: тиск, температуру, число Маха або площу вихідного перерізу. Припустимо, що площі критичного перерізу й перерізу на виході сопла задано. Рівняння для розрахунку числа Маха на виході сопла має такий вигляд:

$$\frac{A}{A^*} = \left(\frac{1}{M}\right) \left[\left(1 + \frac{\gamma-1}{2} M^2\right)\right]^{\frac{\gamma+1}{2(\gamma-1)}}. \quad (6)$$

Після визначення числа Маха на виході з сопла

можна розрахувати інші параметри потоку, використовуючи рівняння

$$\frac{P}{P^*} = \left(\frac{\gamma+1}{2+(\gamma-1)M^2}\right)^{\frac{\gamma}{\gamma-1}}, \quad (7)$$

$$\frac{T_0}{T} = 1 + \frac{\gamma-1}{2} M^2, \quad (8)$$

$$V = M\sqrt{\gamma RT}, \quad (9)$$

$$\frac{\rho_0}{\rho} = \left(1 + \frac{\gamma-1}{2} M^2\right)^{\frac{1}{\gamma-1}}. \quad (10)$$

В'язкість газу  $\mu$  розраховується за температурою Сатерленда  $T_s$  (120 К для повітря) і кімнатною температурою  $\mu_0$ :

$$\mu = \mu_0 \left(\frac{T}{273}\right)^{1,5} \frac{273+T_s}{T+T_s}. \quad (11)$$

Для визначення швидкості частинок використовується диференціальне рівняння (12), яке вирішується методом кінцевих різниць:

$$V_p \frac{dV_p}{dz} = \frac{3}{4} C_D \frac{\rho(V-V_p)|V-V_p|}{\rho_p d_p}, \quad (12)$$

де  $V_p$  – швидкість частинки;  $C_D$  – коефіцієнт опору частинки;  $\rho_p$  – густина матеріалу частинки;  $d_p$  – діаметр частинки.

Для розрахунку температури частинки використовуються рівняння (13)–(18) [20]:

$$\rho_p V_p C_p \frac{dT_p}{dz} = Nu \frac{6\lambda}{d_p^2} (T - T_p), \quad (13)$$

$$Nu = 2a + 0,459b Re_p^{0,55} Pr \gamma^{0,33}, \quad (14)$$

$$a = \exp(-M_p) \left(\frac{1+17M_p}{Re_p}\right)^{-1}, \quad (15)$$

$$b = 0,666 + 0,333 \exp\left(\frac{-17M_p}{Re_p}\right), \quad (16)$$

$$Re_p = (V - V_p) \frac{\rho d_p}{\mu}, \quad (17)$$

$$M_p = \frac{(V - V_p)}{a}, \quad (18)$$

де  $T_p$  – температура частинки;  $Nu$  – число Нуссельта;  $\lambda$  – теплопровідність;  $Re_p$  – число Рейнольдса частинки;  $M_p$  – число Маха частинки.

Результати розрахунків та їх обговорення

На рис. 2 і 3 представлено результати розрахунків

швидкості та температури частинок порошку нікелю діаметром 25 мкм і оксиду алюмінію діаметром 22 мкм, а також потоку, в каналі сопла з використанням одномірної ізоентропійної моделі. З метою спрощення аналізу форма частинок вважаємо ідеально сферичною з фізичними властивостями, як і у початкового матеріалу. Як робочий газ використовувалось повітря з тиском 1 МПа й температурою 500 °С.

Температура частинки оксиду алюмінію на рис. 3 не показана, оскільки вона майже відповідає температурі частинки нікелю –305,21 К і 305,27 К відповідно.

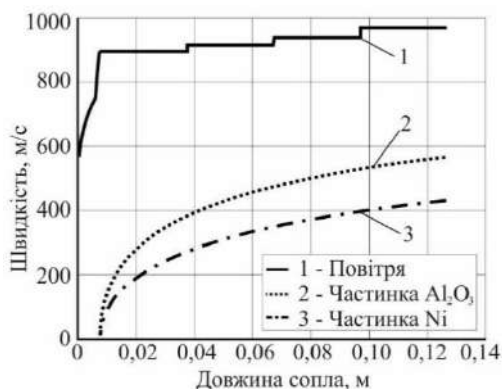


Рис. 2. Результати розрахунку швидкості газу та частинок нікелю й оксиду алюмінію в соплі

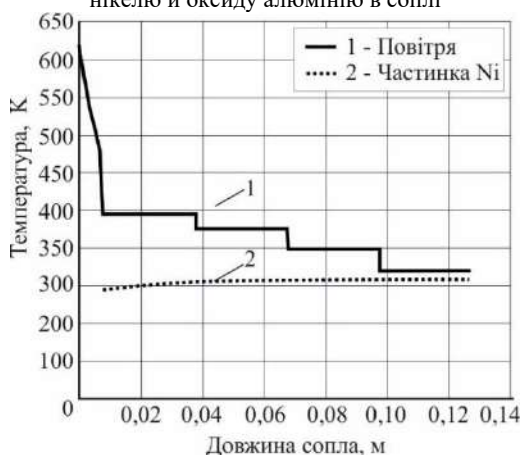


Рис. 3. Результати розрахунку температури газу та частинки нікелю в соплі

На рис. 4 і 5 представлено результати розрахунків впливу температури і тиску газу на вході в сопло на температуру і швидкість частинок порошку нікелю діаметром 25 мкм і оксиду алюмінію діаметром 22 мкм на виході із сопла. Розрахунки виконано для діапазонів температур від 300 °С до 600 °С, та тиску від 0,6 до 1,0 МПа. Температура частинки оксиду алюмінію на рис. 5 на виході з сопла не показана, оскільки вона майже відповідає температурі частинки нікелю.

Як видно з результатів експериментів, зміна значень температури й тиску повітря приводить до зміни температурно-швидкісних параметрів частинок порошку, що має велике значення для процесу ХГН.

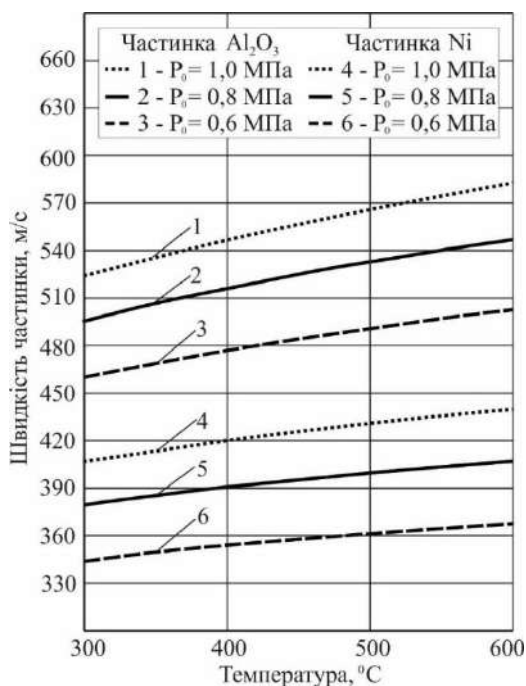


Рис. 4. Залежність швидкості частинок нікелю та оксиду алюмінію на виході з сопла при різних значеннях температури  $T_0$  і тиску  $P_0$  повітря на вході в сопло

При збільшенні швидкості газового потоку збільшується швидкість частинок, що знаходяться в цьому потоці. Швидкість звуку для газу залежить від температури й молекулярної маси газу (рівняння (1)). Для того щоб збільшити швидкість потоку (а разом з тим і швидкість частинок), необхідно збільшити температуру або використувати газ з меншою молекулярною масою, наприклад гелій. Збільшення тиску не впливає на швидкість, а приводить до змінення густини газу і, отже, впливає на силу лобового опору й прискорення частинок [3].

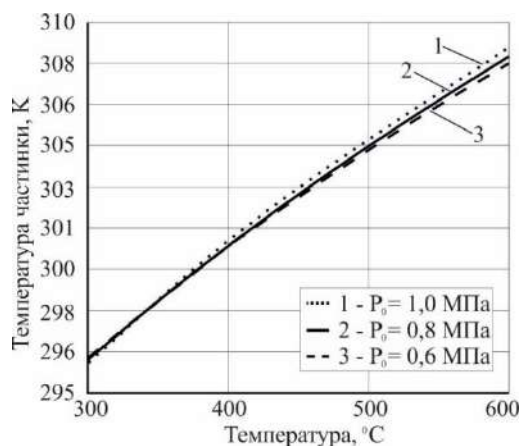


Рис. 5. Залежність температури частинки нікелю на виході з сопла при різних значеннях температури  $T_0$  і тиску  $P_0$  повітря на вході в сопло

Як видно з рис. 4–5, збільшення температури від 300 °С до 600 °С приводить до збільшення швидкості частинки нікелю розміром 25 мкм на виході з сопла з 406,8 м/с до 440,2 м/с і температури частинки від 296,2 К до 309 К при постійному тиску 1,0 МПа.

Зміна тиску повітря на вході в сопло менше впливає на швидкість частинки порівняно з температурою повітря. Так, зі збільшенням тиску від 0,6 МПа до 1,0 МПа швидкість частинки нікелю розміром 25 мкм збільшується з 367,6 м/с до 440,2 м/с, а температура частинки залишається майже незмінною – з 308,4 К до 309 К при постійній температурі 600 °С.

Теж саме відбувається і з частинками оксиду алюмінію – зі збільшенням температури і тиску повітря на вхід в сопло спостерігається зростання температури і швидкості частинок. При цьому значення швидкості частинки оксиду алюмінію в порівнянні зі швидкістю частинки нікелю за однакових умов є більшою через те, що вони є меншими і легшими. Це необхідно враховувати при розробленні технологічних рекомендацій з напилювання, проектуванні надзвукових сопел, оптимізації процесів напилювання тощо.

### Висновки

1. Виконано розрахунок швидкостей і температур потоку і частинок порошку нікелю діаметром 25 мкм і оксиду алюмінію діаметром 22 мкм, що знаходяться в цьому потоці, в каналі надзвукового сопла та на виході з нього в широкому діапазоні температури повітря від 300 °С до 600 °С і тиску від 0,6 до 1,0 МПа.

2. За результатами розрахунків побудовано графік зміни швидкості та температури газу і частинок порошку в надзвуковому соплі СК-20 при температурі газу на вході в сопло Т0 500 °С та тиску Р0 1,0 МПа.

3. Побудовано залежності температурно-швидкісних параметрів частинок порошку на виході з сопла від температури та тиску газу на вході в сопло в діапазоні від 300 °С до 600 °С та від 0,6 до 1,0 МПа відповідно.

4. Отримані результати можуть бути використані для знаходження оптимальних технологічних параметрів та розроблення рекомендацій з нанесення композиційних покриттів Ni + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при ХГН низького тиску.

### Подяки

Автор висловлює подяку Національному фонду досліджень України за підтримку (конкурс «Підтримка досліджень провідних та молодих учених», номер проєкту 2020.02/0119).

### Список літератури

1. Качан О. Я. Підвищення довговічності зварних барабанів роторів компресорів обробкою в псевдозрідженому шарі абразиву / О. Я. Качан, С. О. Уланов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. – № 1. – С. 53–57. DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-7

2. Використання новітніх екологічно безпечних технологій поверхневого зміцнення при азотуванні / О. В. Нестеров, О. В. Климов, Д. В. Ткач, В. Т. Рубан // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 2. – С. 21–25. DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-4

3. From particle acceleration to impact and bonding in cold spraying / T. Schmidt, H. Assadi, F. Gärtner and

etc. // Journal of Thermal Spray Technology. – 2009. – 18(5). – P. 794–808. DOI: 10.1007/s11666-009-9357-7

4. Dissimilar metal joining and structural repair of ZE41AT5 cast magnesium by the cold spray process / V. Champagne Jr., D. Kaplowitz, V. K. Champagne III and etc. // Material Manufacturing Processes. – 2018. – 33. – P. 130–139. DOI: 10.1080/10426914.2016.1257137

5. A repair method for damage in aluminum alloy structures with the cold spray process / X. Han, X. Sun, G. Li and etc. // Materials. – 2021. – 14(22). – article no. 6957. DOI: 10.3390/ma14226957

6. Surface repair of aircraft titanium alloy parts by cold spraying technology / W. Hu, S. Markovych, K. Tan and etc. // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2020. – № 3(163). – С. 30–42. DOI: 10.32620/akt.2020.3.04

7. Шоринов А. В. Восстановление корпусных деталей из легких сплавов холодным газодинамическим напылением / А. В. Шоринов, С. Е. Маркович // Вестник двигателестроения. – 2018. – № 1. – С. 101106. DOI: 10.15588/1727-0219-2018-1-14

8. On parameter selection in cold spraying / H. Assadi, T. Schmidt, H. Richter and etc. // Journal of Thermal Spray Technology. – 2011. – 20(6). – P. 1161–1176. DOI: 10.1007/s11666-011-9662-9

9. Comment on ‘Adiabatic shear instability is not necessary for adhesion in cold spray’ / H. Assadi, F. Gärtner, T. Klassen, H. Kreye // Scripta Materialia. – 2019. – 162. – P. 512–514. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.10.036

10. Dykhuizen R. Gas dynamic principles of cold spraying of cold spray / R. Dykhuizen, M. Smith // Journal of Thermal Spray Technology. – 1998. – 7(2). – P. 205–212. DOI: 10.1361/105996398770350945

11. Particle size effects in metallic microparticle impact-bonding / I. Dowding, M. Hassani, Y. Sun, D. and etc. // Acta Materialia. – 2020. – 194. – P. 40–48. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.04.044

12. Canales H. Window of deposition description and prediction of deposition efficiency via machine learning techniques in cold spraying / H. Canales, I. G. Cano, S. Dosta // Surface and Coatings Technology. – 2020. – 401. – article no. 126143. DOI: doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126143

13. Shorinov O. V. Simulation of gas flow with nanocomposite carbon-containing powders in supersonic nozzle / O. V. Shorinov, S. A. Polyviyany // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2022. – 44(5). – P. 601–611. DOI: 10.15407/mfint.44.05.0601

14. Cold spray additive manufacturing of Ti6Al4V: Special nozzle design using numerical simulation and experimental validation / C. Cao, W. Li, Z. Zhang and etc. // Coatings. – 2022. – 12(2). – article no. 210. DOI: 10.3390/coatings12020210

15. Stoltenhoff T. Cold spraying – state of the art and applicability / T. Stoltenhoff, J. Voyer, H. Kreye // Thermal Spray 2002: Proceedings from the International Thermal Spray Conference. – 2002. – P. 366–374.

16. Optimization of the cold spray process / T. Stoltenhoff, H. Kreye, H. J. Richter, H. Assadi // Thermal Spray 2001: Proceedings from the International Thermal

Spray Conference. 2001. – P. 409–416.

17. The cold spray process and its potential for industrial applications / F. Gärtner, T. Stoltenhoff, T. Schmidt, H. Kreye // Journal of Thermal Spray Technology. – 2006. – 15. – P. 223–232. DOI: 10.1361/105996306X108110

18. Research on structure and technological parameters of multichannel cold spraying nozzle / W. Hu, K. Tan, S. Markovych, T. Cao // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2021. – 5(1–113). – P. 6–14. DOI: 10.15587/1729-4061.2021.242707

19. Deposition of multicomponent coatings by cold spray / S. V. Klinkov, V. F. Kosarev, A. A. Sova, I. Smurov // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202(24). – P. 5858–5862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2008.06.171

20. Oosthuizen P. H. Introduction to Compressible Fluid Flow / P. H. Oosthuizen, W. E. Carscallen. – USA : CNC Press, 2014. – 576 p.

Одержано 21.09.2022

## DETERMINATION OF ENERGY PARAMETERS OF Ni+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> POWDER PARTICLES IN A SUPERSONIC NOZZLE DURING COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING USING THE ANALYTICAL METHOD

Shorinov O.

Ph.D., Associate professor of the Department “Aircraft Engine Production Technology”, National Aerospace University named after M.E. Zhukovsky “Kharkiv Aviation Institute”, Kharkiv, Ukraine, e-mail: o.shorinov@khai.edu;

Polyvianyi S.

Deputy Director of New Products Production JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: sergeypolyvanij@ukr.net

**Purpose.** To calculate the temperature and velocity of nickel and aluminum oxide particles in the supersonic flow in the low-pressure cold gas-dynamic spraying nozzle. To investigate the effect of gas parameters at the nozzle inlet, in particular temperature and pressure, on the velocity and temperature of particles at the nozzle outlet.

**Research methods.** The calculation of the temperature-velocity characteristics of the powder particles is performed after determining the parameters of the gas flow in the supersonic nozzle channel using well known gas-dynamic dependencies. The initial data for the calculation are the following: the geometry of the nozzle, the temperature and pressure of the gas (air) at the nozzle inlet. The density of the material from which particles are obtained, as well as their diameter, were taken into account in the calculation of the energy parameters. Nickel particles with a diameter of 25 μm and aluminum oxide particles with a diameter of 22 μm were used.

**Results.** Based on the calculations results, graphs of changes in the velocities and temperatures of the particles of the investigated powders, as well as working gas, in the channel of the low-pressure cold gas-dynamic spraying supersonic nozzle were developed. The dependences of the temperature-velocity parameters of the particles at the nozzle exit in the range of initial values of temperature at the nozzle inlet from 300 to 600 C° and pressure from 0.6 to 1.0 MPa were also developed.

**Scientific novelty.** The influence of the initial parameters of the gas at the nozzle inlet in a wide range of values on the temperature and velocity of nickel and aluminum oxide particles during the low-pressure cold gas-dynamic spraying is shown.

**Practical value.** The obtained results can be used to determine rational spraying parameters in the development of technological processes of deposition of protective and restorative coatings from Ni+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powder mixture.

**Key words:** coating, thermal spraying, isentropy model, supersonic flow, nozzle, temperature-velocity parameters.



УДК 621.914.22

## ДОСЛІДЖЕННЯ КОЛИВАНЬ ПРИ КІНЦЕВОМУ ФРЕЗЕРУВАННІ ТА ЇХ ВПЛИВ НА ФОРМУВАННЯ ОБРОБЛЕНОЇ ПОВЕРХНІ

|                 |   |
|-----------------|---|
| Дядя С. І.      | канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: djadja@zpu.edu.ua; |
| Козлова О. Б.   | канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kozlova@zpu.edu.ua;   |
| Кушнір Є. В.    | студент Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: evgen.kushnir99@gmail.com;  |
| Карамушка Д. Р. | студентка Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ushudah@gmail.com   |

**Мета роботи.** Дослідження коливань, які виникають при кінцевому фрезеруванні та їх вплив на формування обробленої поверхні.

**Методи дослідження.** Дослідження проводили експериментальним методом, при якому записували осцилограми коливань деталі з виділенням часу різання при фрезеруванні. Аналітичним методом досліджували базові фрагменти осцилограм, на яких виміряли параметри, що характеризують процес фрезерування, і визначали їх зв'язок з обробленою поверхнею.

**Отриманні результати.** При фрезеруванні з низькими частотами обертання шпинделя, при попутному та зустрічному напрямку подачі, на деталь діють різні види коливань, які характерні для першій та другій швидкісній зоні коливань. При зустрічному та попутному кінцевому фрезеруванні у першій швидкісній зоні коливань діють тільки вимушені коливання. У другій швидкісній зоні при зустрічному фрезеруванні на вимушені коливання накладаються супроводжуючі власні коливання технологічної системи. Експериментально-аналітично доведено, що виникаюче при цьому відхилення від положення пружної рівноваги першої хвилі супроводжуючих коливань впливає на крок та висоту хвилястості обробленої поверхні, що підтверджує зв'язок між динамікою кінцевого фрезерування і формоутворенням.

**Наукова новизна.** Оцінка впливу супроводжуючих вільних коливань технологічної системи при різанні на формування обробленої поверхні здійснюється за допомогою параметрів, що характеризують динаміку кінцевого фрезерування.

**Практична цінність.** Отримані результати доводять вплив швидкості різання на амплітуду супроводжуючих вільних коливань технологічної системи і надають можливість обирати режими різання, що забезпечують вібросталість фрезерування.

**Ключові слова:** фрезерування, профілограма, осцилограма, хвилястість, крок, висота.

### Вступ

Ще на початку ХХ століття Taylor у своїй праці «Мистецтво різання металів» [1] відмічав негативний вплив вібрацій при різанні металів на якість обробленої поверхні. З того часу було проведено багато досліджень щодо видів коливань при механічній обробці, причин їх виникнення та методів зменшення інтенсивності або усунення [6–8 та інш.].

При кінцевому фрезеруванні принциповим є відсутність автоколивань і наявність супроводжуючих вільних коливань технологічної системи [2]. Залежність супроводжуючих вільних коливань від початкових умов [3] показує, що зі збільшенням швидкості різання збільшується їх інтенсивність, яка впливає на стійкість інструменту, якість обробленої поверхні. Найбільш це проявляється при амплітуді коливань більше 0,02 мм

[4]. Тому швидкості різання поділені на зони в залежності від інтенсивності супроводжуючих вільних коливань технологічної системи. За критерій розподілу вибрано визначальне співвідношення (BC), яке залежить від часу різання та періоду власних коливань деталі ( $BC = (t_{piz}/ТВК)$ ) [5]. Найбільш несприятливою є третя швидкісна зона коливань, в якій при кінцевому фрезеруванні утворюється хвиляста оброблена поверхня. Також інтенсивність коливань в цій зоні перевищує 0,02 мм. Вона охоплює режими різання, на яких виконуються чорнові та напівчистові операції при фрезеруванні деталей з важкооброблюваних матеріалів. Саме тому в більшості робіт досліджуються коливання в цій зоні [5]. Оброблені поверхні після кінцевого фрезерування в першій і другій швидкісних зонах є більш якісними і тому менш дослідженими. Проте без

знання розвитку коливань в них і механізму формування обробленої поверхні неможливо відслідкувати еволюцію зміни супроводжуваних власних коливань технологічної системи зі збільшенням швидкості різання.

Тому метою роботи є дослідження коливань, що виникають при кінцевому фрезеруванні в тих швидкісних зонах, де їх інтенсивність не перевищує 0,02 мм та визначення механізму утворення обробленої поверхні при цьому.

### Аналіз літературних джерел

Довгий час вважалося, що вібрації при різанні є вимушеними коливаннями [9]. Але у 1937 році Дроздов у своїй роботі [10] показав, що частота коливань не змінюється в широкому діапазоні швидкостей різання. На цій підставі він дійшов висновку, що коливання при різанні слід вважати автоколиваннями.

Автоколивання поділяють на первинні, що збуджуються при першому проході інструменту, та вторинні, що виникають при різанні хвилястим слідом.

Первинні автоколивання виникають від причин, що розглянуті в роботах [11–13 та інш.]. Крім того при фрезеруванні виділяють такі причини, як періодичні імпульсні навантаження в технологічній системі (ТС) при вході та виході зубів фрези із заготовки та зміна сили різання за величиною в межах довжини контакту зуба фрези із заготовкою через непостійну товщину шару, що зрізається [14]. Також при кінцевому фрезеруванні тонких зрізів в зоні різання завжди знаходиться один зуб і, як відмічається в дослідженні [15], часу різання недостатньо для того, щоб встановилися незатухаючі автоколивання. Тому, як вважає Пановко Я. Г. [16], за таких умов діють супроводжуючі вільні коливання технологічної системи, які накладаються на вимушені коливання.

Для дослідження коливань при кінцевому фрезеруванні використовують базові фрагменти осцилограм, за якими визначають характеристики процесу різання [5].

У зв'язку з тим, що інтенсивність коливань при різанні збільшується зі збільшенням швидкості різання, виконано розподіл на швидкісні зони коливань [5]. Статистична обробка результатів досліджень показала, що при величині визначального більше 25 (перша швидкісна зона) – діють тільки вимушені коливання. Коли це співвідношення знаходиться в межах між 25 та 7 (друга швидкісна зона) – на вимушені коливання накладаються супроводжуючі вільні коливання технологічної системи, інтенсивність яких не перевищує 0,02 мм. Як відзначається в роботі [4], така величина є сприятливою для стружкоутворення і не впливає на стійкість інструменту. В третій швидкісній зоні, коли ВС знаходиться в межах від 7 до 1, інтенсивність коливань при різанні перевищує 0,02 мм, що є несприятливим, як для точності обробленої поверхні, так і для стійкості інструменту. В четвертій та п'ятій швидкісних зонах час різання менший за період супроводжуваних вільних коливань, тому в них діють тільки

вимушені коливання. В роботах [17, 18 та інш.] розглядаються методики зменшення інтенсивності коливань в третій – п'ятій зонах, що підвищує якість обробленої поверхні.

Незважаючи на те, що у першій швидкісній зоні супроводжуючі вільні коливання відсутні, а у другій мають незначну інтенсивність, практично відсутні дослідження механізму утворення обробленої поверхні в цих зонах.

### Матеріал і методика дослідження

Експериментальні дослідження проводились на стенді, конструкція якого дозволяє моделювати обробку деталей з різними динамічними характеристиками та з різних матеріалів [5].

Для аналізу процесу кінцевого фрезерування використовували базові фрагменти осцилограм (БФО) [5].

При дослідженнях з'ясувалося, які з параметрів, що характеризують процес кінцевого фрезерування, діють у першій і другій швидкісних зонах коливань та їх зв'язок з формоутворенням обробленої поверхні.

Експерименти проводилися за наступних умов:

1. Інструмент – кінцева фреза з механічним кріпленням різальних пластин,  $\varnothing 16$  мм,  $z = 1$ , BK8.
2. Матеріал зразка – Ст. 3 ГОСТ 380-2005.
3. Частота обертання шпинделя –  $n = 120$  об/хв,  $n = 300$  об/хв.
4. Подача на зуб –  $S_z = 0,1$  мм.
5. Радіальна глибина різання –  $a_e = 0,5$  мм.
6. Осьова глибина різання –  $a_p = 4$  мм.
7. Виліт тонкостінної пластини –  $H = 80$  мм. Товщина пластини –  $a = 6$  мм. Довжина пластини –  $b = 50$  мм.
8. Частота власних коливань тонкостінної пластини  $f_{вк} = 590$  Гц.
9. Напрямок подачі – попутний та зустрічний.

### Результати дослідження та їх обговорення

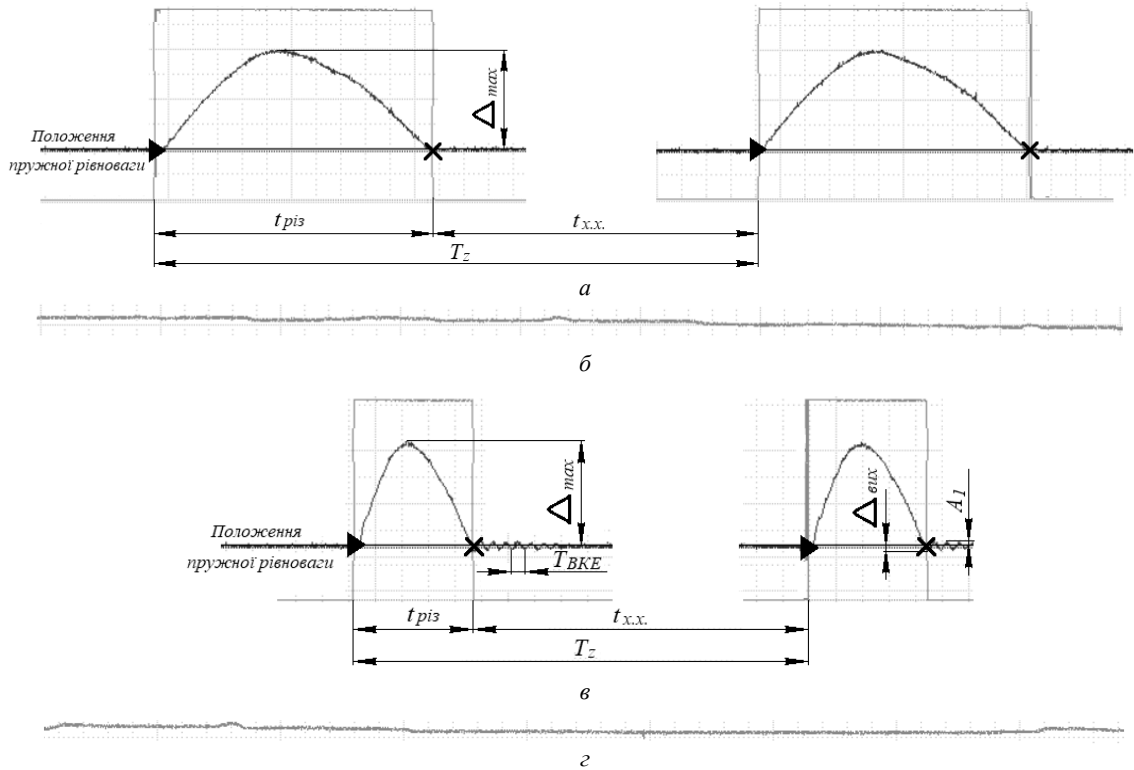
На рис. 1 показані БФО та профілограми оброблених поверхонь при попутному кінцевому фрезеруванні з різними частотами обертання шпинделя.

Аналіз БФО показує, що при попутному кінцевому фрезеруванні однозубою фрезою з частотою обертання шпинделя  $n = 120$  об/хв деталь перед врізанням інструменту в деталь знаходиться в положенні пружної рівноваги і з параметрів, що характеризують процес різання, можна оцінити тільки час різання – тріз, час холодного ходу –  $t_{х.х.}$ , період зубцевої частоти –  $T_z$  та максимальні відхилення деталі від дії змушуючої сили –  $\Delta_{max}$ . Після виходу фрези з зони різання деталь без коливань повертається в положення рівноваги (рис. 1а).

При фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 300$  об/хв фреза також врізається в деталь, що знаходиться в положенні рівноваги. При різанні діють вимушені коливання, що відхиляють деталь на величину –  $\Delta_{max}$ . Після виходу інструменту з зони різання

деталь здійснює вільні затухаючі коливання з періодом – ТВКЕ, які згасають до наступного врізання в деталь. При цьому можна оцінити такі додаткові параметри, як амплітуда власних коливань при виході інструмента з

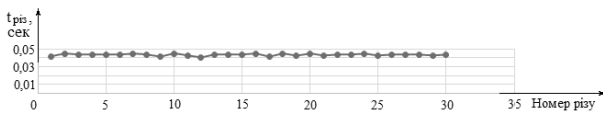
деталі –  $A_1$  та відхилення від пружної рівноваги точки виходу фрези з зони різання –  $\Delta_{вих.}$  (рис. 1б).



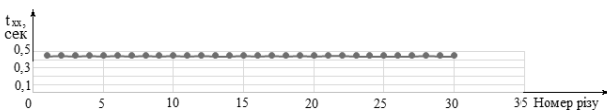
► - точка врізання фрези в деталь; х – точка виходу інструмента з деталі  
**Рис. 1.** БФО (а, в) та профілограми обробленої поверхні (б, г) при попутному кінцевому фрезеруванні з частотами обертання шпинделя:  $n = 120$  об/хв (а),  $n = 300$  об/хв (б)

Наведені профілограми показують, що оброблені поверхні мають похибку форми у вигляді відхилення від прямолінійності, але хвилястість на них відсутня.

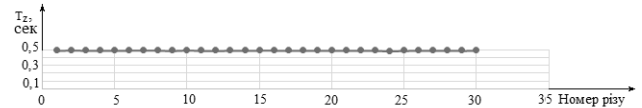
На рис. 2–5 показані графіки змін часу різання –  $t_{різ}$ , часу холостого ходу –  $t_{х.х.}$ , періоду зубцевої частоти –  $T_z$  та максимального відхилення деталі –  $\Delta_{max}$  при попутному кінцевому фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 120$  об/хв.



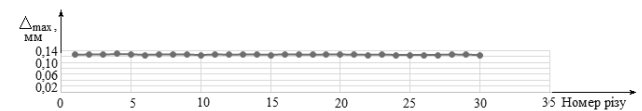
**Рис. 2.** Графік зміни часу різання



**Рис. 3.** Графік зміни холостого ходу



**Рис. 4.** Графік зміни зубцевої частоти



**Рис. 5.** Графік зміни максимального відхилення деталі

Графіки показують, що параметри, які характеризують процес різання при частоті обертання шпинделя  $n = 120$  об/хв, практично не змінюються. Це говорить про те, що властивості технологічної системи «інструмент – деталь» при попутному кінцевому фрезеруванні в першій швидкісній зоні коливань є стійкими щодо дії сили різання. Цьому також сприяє і особливість попутного фрезерування, яке починається з найбільшої товщини шару, що зрізається і підвищує демпфуючі властивості технологічної системи.

На рис. 6–11 наведені графіки змін часу різання –  $t_{\text{різ}}$ , часу холостого ходу –  $t_{\text{х.х.}}$ , періоду зубцевої частоти –  $T_z$ , максимального відхилення деталі –  $\Delta_{\text{max}}$ , відхилення від пружної рівноваги точки виходу фрези з зони різання –  $\Delta_{\text{вих}}$ , амплітуди власних коливань деталі на виході інструменту –  $A_1$  при попутному кінцевому фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 300$  об/хв.

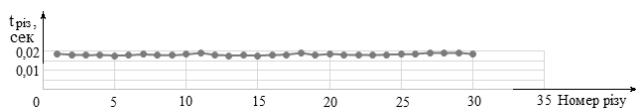


Рис. 6. Графік зміни часу різання

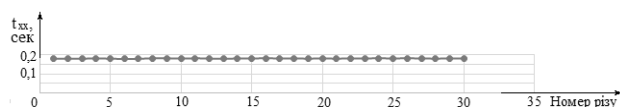


Рис. 7. Графік зміни часу холостого ходу

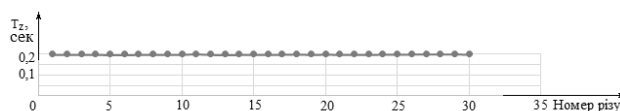


Рис. 8. Графік зміни періоду зубцевої частоти

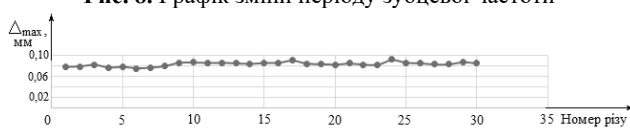


Рис. 9. Графік зміни максимального відхилення деталі

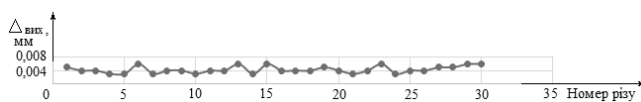


Рис. 10. Графік зміни відхилення деталі від положення пружної рівноваги на виході інструменту

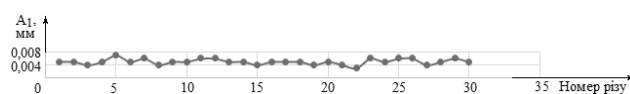


Рис. 11. Графік зміни амплітуди власних коливань деталі на виході інструменту

Наведені графіки зміни параметрів, що характеризують процес різання при попутному кінцевому фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 300$  об/хв, показують, що всі вони практично не змінюються. Виникаючі вільні згасаючі коливання деталі після виходу фрези з зони різання мають незначну амплітуду (до  $A_1 = 0,008$  мм). Логарифмічний декремент затухання коливань дорівнює  $\lambda = 0,148$ .

Час різання при  $n = 300$  об/хв є меншим, ніж при фрезеруванні з частотою  $n = 120$  об/хв. При цьому довжини поверхонь різання однакові.

Оброблена поверхня після кінцевого фрезерування формується з ділянок поверхні різання, які залишаються після руху подачі. Виходячи з того, що довжина поверхні різання прямо пропорційна часу різання, який при фрезеруванні не змінюється, як у першій, так і у другій швидкісних зонах коливань, то і довжини поверхонь різання в кожній зоні коливань мають однакові розміри. Тому кожен різ фрези послідовно залишає ділянки у вигляді западин, які після закінчення різання формують оброблену поверхню. На підставі того, що і час різання і максимальні відхилення деталі при розглянутих частотах обертання шпинделя не змінюються, то і западини, які залишаються, знаходяться на однаковій відстані від положення пружної рівноваги. Це пояснює, чому після попутного кінцевого фрезерування у першій і другій швидкісних зонах коливань отримана поверхня без хвилястості.

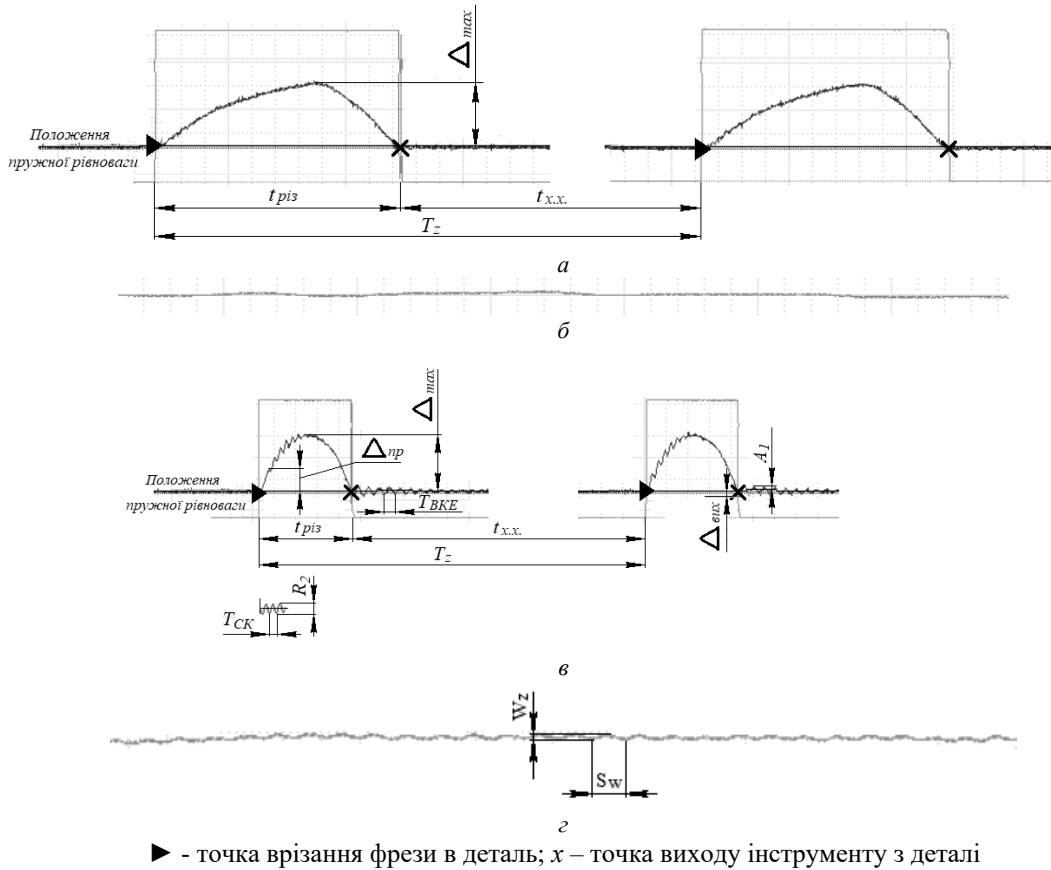
На рис. 12 показані БФО та профілограми обробленої поверхні, що отримані при зустрічному кінцевому фрезеруванні з різними частотами обертання шпинделя.

При зустрічному кінцевому фрезеруванні у першій швидкісній зоні коливань діють тільки вимушені коливання, що відхиляють деталь на величину –  $\Delta_{\text{max}}$ . Фреза врізається у деталь, що знаходиться у положенні пружної рівноваги. Після виходу інструменту з зони різання деталь повертається до цього положення (рис. 12а).

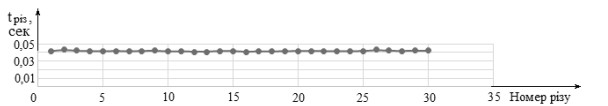
При зустрічному кінцевому фрезеруванні у другій швидкісній зоні через те, що різання починається з найменшої товщини шару, який зрізається, після врізання інструменту в деталь на вимушені коливання накладаються супроводжуючі власні коливання технологічної системи з періодом ТСК, які затухають до закінчення різання. Холостий хід починається з вільних коливань деталі з частотою ТВКЕ, які затухають до наступного врізання фрези в деталь (рис. 12б).

Поверхня після фрезерування з частотою обертання шпинделя  $n = 120$  об/хв має рівний профіль, але спостерігаються відхилення від прямолінійності. Хвилястість на ній відсутня. На обробленій поверхні після зустрічного кінцевого фрезерування з частотою обертання шпинделя  $n = 300$  об/хв у другій швидкісній зоні є хвилястість з кроком  $S_w = 0,4$  мм та висотою  $W_z = 0,01$  мм.

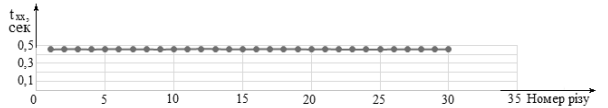
На рис. 13–16 показані графіки змін часу різання –  $t_{\text{різ}}$ , часу холостого ходу –  $t_{\text{х.х.}}$ , періоду зубцевої частоти –  $T_z$  та максимального відхилення деталі –  $\Delta_{\text{max}}$  при зустрічному кінцевому фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 120$  об/хв.



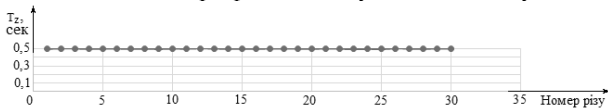
**Рис. 12.** БФО (а, в) та профілограми обробленої поверхні (б, г) при зустрічному кінцевому фрезеруванні з частотами обертання шпинделя:  $n = 120$  об/хв (а, б),  $n = 300$  об/хв (в, г)



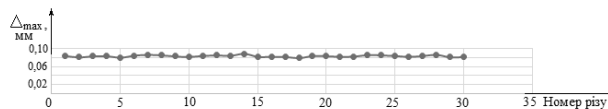
**Рис. 13.** Графік зміни часу різання



**Рис. 14.** Графік зміни часу холостого ходу



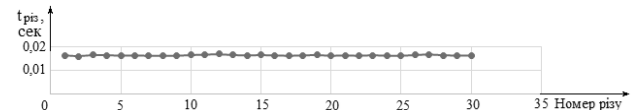
**Рис. 15.** Графік зміни періоду зубцевої частоти



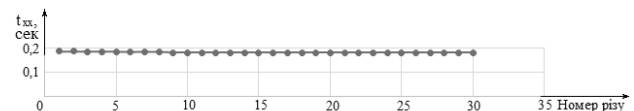
**Рис. 16.** Графік зміни максимального відхилення деталі

Графіки показують, що параметри, які характеризують процес зустрічного фрезерування при частоті обертання шпинделя  $n = 120$  об/хв, практично не змінюються. Це говорить про те, що властивості технологічної системи «інструмент – деталь» при зустрічному кінцевому фрезеруванні в першій швидкісній зоні коливань, як і при попутному, є стійкими щодо дії сили різання.

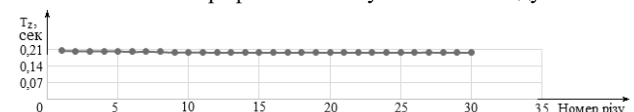
На рис. 17–23 наведені графіки змін часу різання –  $t_{різ}$ , часу холостого ходу –  $t_{х.х.}$ , періоду зубцевої частоти –  $T_z$ , максимального відхилення деталі –  $\Delta_{max}$ , відхилення від положення пружної рівноваги деталі на виході інструмента –  $\Delta_{вих}$ , амплітуди власних коливань деталі при виході інструмента –  $A_1$ , відхилення від положення пружної рівноваги першої хвилі супроводжуючих вільних коливань –  $\Delta_{пр}$  при зустрічному кінцевому фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 300$  об/хв.



**Рис. 17.** Графік зміни часу різання



**Рис. 18.** Графік зміни часу холостого ходу



**Рис. 19.** Графік зміни періоду зубцевої частоти



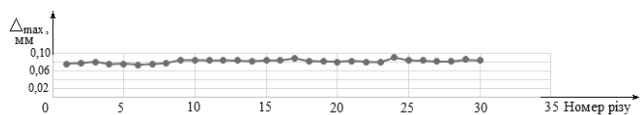


Рис. 20. Графік зміни максимального відхилення деталі

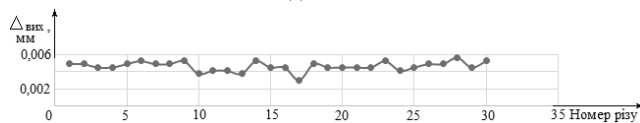


Рис. 21. Графік зміни відхилення деталі від положення пружної рівноваги на виході інструменту

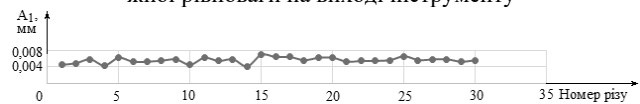


Рис. 22. Графік зміни амплітуди власних коливань деталі на виході інструменту

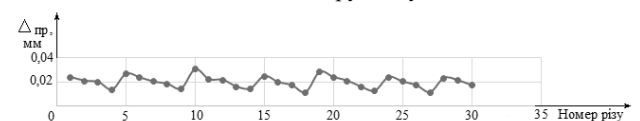


Рис. 23. Графік зміни відхилення від положення пружної рівноваги першої хвилі супроводжуваних вільних коливань технологічної системи

Наведені графіки змін параметрів процесу різання при зустрічному кінцевому фрезеруванні з частотою обертання шпинделя  $n = 300$  об/хв показують, що практично не змінюються час різання, час холостого ходу, максимальне відхилення деталі. Відхилення деталі від положення рівноваги при виході інструменту з зони різання має незначний розкид в межах  $\Delta_{\text{внх}} = 0,003$  мм. Амплітуда вільних коливань деталі після виходу фрези має величину до  $A_1 = 0,007$  мм. Тому при логарифмічному декременті затухання коливань, що дорівнює  $\lambda = 0,207$ , вона зникає ще до початку нового різання.

Порівняння форми графіку зміни відхилення від положення пружної рівноваги першої хвилі супроводжуваних вільних коливань технологічної системи та профілю обробленої поверхні на профілограмі показує їх ідентичність, як за кроком так і за висотою хвилястості. Крім цього на спільність вказують і результати розрахунків. Різниця між найбільшим та найменшим значенням  $\Delta_{\text{пр}} = 0,0239 - 0,0135 = 0,0104$  мм. Періодичність змін значень  $\Delta_{\text{пр}}$  дорівнює 4...5 різам фрези (рис. 23). При подачі на зуб 0,1 мм крок періодичності буде 0,4...0,5 мм. Аналогічні значення мають висота та крок хвилястості на обробленій поверхні (рис. 12z)

Записані на осцилограмі коливання при різанні відображують профіль поверхні різання. Тому похибки з неї, як спадщина, передаються на оброблену поверхню у вигляді хвилястості.

Порівняння записаних осцилограм коливань деталі та профілограм поверхонь після кінцевого фрезерування у першій та другій швидкісних зонах коливань дає підстави казати, що наявність супроводжуваних вільних коливань технологічної системи, які накладаються на вимушені коливання при різанні, є причиною появи хвилястості на оброблених зразках. Коли різання відбувається без супроводжуваних вільних коливань технологічної системи, оброблена поверхня хвилястості не має.

## Висновки

1. При попутному кінцевому фрезеруванні у першій та другій швидкісних зонах діють тільки вимушені коливання і оброблена поверхня має похибку форми у вигляді відхилення від прямолінійності, але без хвилястості.

2. При зустрічному кінцевому фрезеруванні у першій швидкісній зоні діють тільки вимушені коливання і оброблена поверхня має відхилення від прямолінійності, але без хвилястості.

3. При зустрічному кінцевому фрезеруванні у другій швидкісній зоні виникають супроводжувачі вільні коливання, які накладаються на вимушені коливання, і оброблена поверхня має хвилястий профіль.

4. Особливості процесів попутного і зустрічного кінцевого фрезерування впливають на їх демпфуючі властивості. Попутне фрезерування починається з найбільшої товщини шару, що зрізається, а зустрічне – з найменшої. Товщина шару, що зрізається, впливає на властивості технологічної системи «інструмент – деталь» при різанні. Тому, попутне фрезерування є більш стійким до виникнення супроводжуваних вільних коливань, ніж зустрічне. Ці особливості впливають і на те, що максимальне відхилення деталі при попутному фрезеруванні більше, ніж при зустрічному.

5. У першій та другій швидкісних зонах при кінцевому фрезеруванні фреза врізається в деталь, яка знаходиться в положенні рівноваги. Виникаючі вільні коливання деталі після закінчення різання у другій швидкісній зоні згасають до початку наступного різання інструменту в деталь.

6. Максимальні відтискання ТЕД при кінцевому фрезеруванні як з частотою обертання шпинделя 120 об/хв, так і при фрезеруванні з частотою 300 об/хв при попутному фрезеруванні мають однакові значення. Однакові максимальні відтискання деталі отримані і при зустрічному кінцевому фрезеруванні з частотами обертання шпинделя 120 об/хв та 300 об/хв. Це підтверджує те, що швидкість різання має малий вплив на силу різання.

7. На формування профілю обробленої поверхні впливають супроводжувачі вільні коливання технологічної системи, які при різанні накладаються на вимушені. Це підтверджують виконані дослідження, які показують, що відхилення від положення пружної рівноваги першої хвилі супроводжуваних коливань має таку ж періодичність зміни величини, як і крок та висота хвилястості на обробленій поверхні.

## Список літератури

1. Taylor F. W. On the art of cutting metals / F. W. Taylor. – New York : Published by the American society of mechanical engineers, 1907. – 248 p.

2. Дядя С. І. Вплив видів коливань на формування поверхні при кінцевому фрезеруванні. / С. І. Дядя, О. Б. Козлова, Д. Р. Карамушка, Є. В. Кушнір // Матеріали XII міжнародної науково-практичної конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем», 26–27 травня 2022 р., м. Чернігів. – С. 61–62.

3. Кузьмичев В. Е. Законы и формулы физики. / В. Е. Кузьмичев. – К. : Наукова думка, 1989. – 864 с.
4. Жарков И. Г. Вибрации при обработке лезвийным инструментом. / И. Г. Жарков. – Л. : Машиностроение, 1987. – 184 с.
5. Автоколебания при фрезеровании тонкостенных элементов деталей. Монография / Ю. Н. Внуков (ред.), С. И. Дядя, Е. Б. Козлова [та ін.]. – Запорожье : ЗНТУ, 2017. – 208 с.
6. Кучма Л. К. Вибрации при работе на фрезерных станках и методы их гашения / Л. К. Кучма. – М. : СССР, 1959. – 122 с.
7. Свинин В. М. Фрезерование с модулированной скоростью резания / В. М. Свинин ; под ред. А. И. Промтова. – Иркутск : Изд-во Ир: ТТУ, 2007. – 304 с.
8. Cylindrical milling tools: Comparative real case study for process stability / G. Stepan, J. Munoa, T. Insperger and etc. // CIRP Annals – Manufacturing Technology (2014), <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2014.03.137>.
9. Рыжков Д. И. Вибрации при резании металлов и методы их устранения / Д. И. Рыжков. – М. : Машгиз, 1961. – 172 с.
10. Дроздов Н. А. К вопросу о вибрациях станка при токарной обработке / Н. А. Дроздов // Станки и инструмент. – 1937. – № 22. – С. 21–25.
11. Кедров С. С. Колебания металлорежущих станков / С. С. Кедров. – М. : Машиностроение, 1978. – 199 с.
12. Тлустый И. Автоколебания в металлорежущих станках / И. Тлустый. – М. : Машиностроение, 1956. – 234 с.
13. Эльясберг М. Е. Автоколебания металлорежущих станков / М. Е. Эльясберг. – П. : Издание ОКБС, 1993. – 180 с.
14. Ильницкий И. И. Колебания в металлорежущих станках и пути их устранения / И. И. Ильницкий. – Москва-Свердловск : Машгиз, 1958. – 145 с.
15. Особенности концевое фрезерования сложно – профильных тонкостенных деталей. / С. Б. Беликов, А. И. Гермашев, В. А. Логоминов та ін. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – 2. – С. 107–113.
16. Пановко Я. Г. Основы прикладной теории колебаний и удара. / Я. Г. Пановко – Л. : Машиностроение, 1976. – 320 с.
17. Merdol S. Multi Frequency Solution of Chatter Stability for Low Immersion Milling / S. Merdol, Y. Altintas // Journal of Manufacturing Science and Engineering, 126/3. – 2004. – P. 459–466.
18. Budak E. Analytical Prediction of Chatter Stability in Milling – Part I: General Formulation / E. Budak, Y. Altintas // ASME J. Dyn. Syst. Meas. Control, 1998. – P. 22–30.

Одержано 21.09.2022

## RESEARCH OF OSCILLATIONS DURING END-MILLING AND THEIR INFLUENCE ON THE FORMATION OF THE MACHINED SURFACE

|               |   |
|---------------|---|
| Dyadya S.     | Ph. D., Associate Professor, Head of the Department of Mechanical Engineering Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:djadja@zp.edu.ua">djadya@zp.edu.ua</a> ; |
| Kozlova O.    | Ph. D., Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:kozlova@zp.edu.ua">kozlova@zp.edu.ua</a> ;     |
| Kushnir E.    | student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:evgen.kushnir99@gmail.com">evgen.kushnir99@gmail.com</a> ;  |
| Karamushka D. | student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: <a href="mailto:ushudah@gmail.com">ushudah@gmail.com</a>  |

**Purpose.** Study of oscillations that occur during end-milling and their influence on the formation of the processed surface.

**Research methods.** The research was carried out using the experimental method, in which oscillograms of part oscillations were recorded with the allocation of cutting time during milling. Basic fragments of oscillograms were studied using the analytical method, on which the parameters characterizing the milling process were measured, and their relationship with the processed surface was determined.

**Results.** When milling with low spindle rotation frequencies, with down and up direction of feed, the part is affected by various types of oscillations, which are characteristic of the first and second speed zones of oscillations. During up and down end-milling, only forced oscillations operate in the first high-speed oscillation zone. In the second speed zone during up milling, the accompanying natural vibrations of the technological system are superimposed on the forced oscillations. It has been experimentally and analytically proven that the resulting deviation from the position of elastic equilibrium of the first wave of the accompanying oscillations affects the pitch and height of the waviness of the processed surface, which confirms the connection between the dynamics of end-milling and shaping.

**Scientific novelty.** The impact of accompanying free oscillations of the technological system during cutting on the formation of the processed surface is evaluated using parameters characterizing the dynamics of end-milling.

**Practical value.** The obtained results prove the influence of the cutting speed on the amplitude of the accompanying free oscillations of the technological system and provide an opportunity to choose cutting modes that ensure vibration stability of milling.

**Key words:** milling, profilogram, oscillogram, waviness, step, height.

## НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

### ПРО ЦІЛІ ОСВІТНЬОГО ПРОЦЕСУ З ФІЗИКИ В УМОВАХ ПІДГОТОВКИ МАЙБУТНІХ ІНЖЕНЕРІВ: ПРАКТИЧНИЙ АСПЕКТ

Гуляєва Л. В.

канд. пед. наук, доцент, доцент кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: gulyaeva.ludmila.vlad@gmail.com

#### Введение

Будь-яка діяльність людини починається з формулювання цілей освітнього процесу. Освітній процес з кожної дисципліни, зокрема, і «фізики» не є винятком. Формулювання цілей освітнього процесу має певні специфічні особливості та підпорядковується всім відомій ієрархії цілей, а саме: стратегічній, тактичній, оперативній.

Стратегія в системі освіти в умовах підготовки майбутніх інженерів визначена в Законі України «Про освіту», Законі України «Про вищу освіту», «Державному стандарті базової і повної загальної середньої освіти», «**Стандарті вищої освіти України**». Стратегічні цілі у вище визначених документах сформульовані згідно передбачених напрямків довготривалого процесу підготовки інженерно-технічних фахівців.

Тактичні цілі підпорядковуються стратегічній меті щодо готовності майбутніх фахівців здійснювати професійну діяльність.

Оперативна мета конкретизується та реалізується під час кожного модульного заняття з дисципліни «фізика» щодо готовності майбутніх фахівців певної галузі до професійної діяльності.

#### Анализ исследований и публикаций

Формулювання цілей освітнього процесу має певні специфічні особливості. На важливість дослідження даного першочергового питання освітнього процесу звертали увагу видатні педагоги минулого Г. Г. Ващенко, Я. А. Коменський, К. Д. Ушинський, А. С. Макаренко, В. О. Сухомлинський та інші.

Формулюванню цілей освітнього процесу присвятили свої дослідження вітчизняні та зарубіжні вчені ХХ століття Ш. А. Амонашвили, Ю. К. Бабанський, Б. Блум, І. Я. Лернер, В. О. Оніщук, І. П. Підласий, Н. Ф. Талізін, А. В. Хуторський та інші.

В галузі фахових знань 13 «Механічна інженерія» можна знайти відповіді щодо формулювання цілей освітнього процесу в працях відомих вчених П. М. Аксьонова, А. І. Горського, В. Ю. Ольшанецького, М. М. Сосненко та інших.

В галузі дидактики фізики питання формулювання цілей освітнього процесу з дисципліни «фізика» обґрунтована в роботах відомих вчених А. М. Андрєєва, О. І. Бугайова, С. У. Гончаренка, О. І. Іваницького, Е. В. Коршака, С. Є. Каменецького, О. І. Ляшенка, А. І. Павленка, В. Г. Разумовського, О. В. Сергєєва, Є. П. Соколова та інших.

Сформульовані результати навчання майбутніх інженерів, зокрема, наприклад, в когнітивній (пізнавальній) сфері в аспекті фахової підготовки в «Методичних рекомендаціях щодо розроблення стандартів вищої освіти».

#### Цель работы

Розглянути практичний аспект впровадження методики цілепокладання в освітній процес в умовах навчання майбутніх інженерів в контексті їх фахової підготовки для галузі знань 13 - «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти з дисципліни «фізика» на прикладі інтеграції фізичних знань та фахових знань зі змістовних модулів «Механічні коливання» та «Обладнання пісcomedних машин».

#### Изложение основного материала и анализ полученных результатов

Згідно Нормативного змісту підготовки майбутніх інженерів стратегічна мета в системі освіти під час навчання студентів, наприклад, галузі знань «13 – Механічна інженерія», сформульована у наступних результатах навчання: «концептуальні знання і розуміння фундаментальних наук, що лежать в основі відповідної спеціалізації, на рівні, необхідному для досягнення інших результатів». Даний результат навчання досягається шляхом цілеспрямованого формування, наприклад, загальних компетентностей («здатність до абстрактного мислення, аналізу та синтезу») та спеціальних компетентностей («усвідомлення контекстів, в яких можуть бути застосовані знання металургії, матеріалознавства тощо»).

Тактичну мету доцільно формулювати в аспекті практичного спрямування освітнього процесу з дисципліни «фізика».

Практичне спрямування освітнього процесу з дисципліни «фізика» - один із актуальних напрямків фізико-технічної підготовки майбутніх інженерів і в профільній школі, і в ЗВО, який сприяє поглибленню їхніх теоретичних фізичних знань. Дана мета реалізується в межах змістовних модулів в умовах інтеграції фізичних знань та фахових знань завдяки їх трансформації. Трансформація фахових знань в межах освітнього процесу з дисципліни «фізика» відбувається в різних аспектах, а саме:

- виділення певних фахових дисциплін відповідної галузі знань, наприклад, «Обладнання ливарних цехів»;
- аналіз технічних об'єктів, що вивчають майбутні фахівці з даної фахової дисципліни зі змістовного модуля «Обладнання для виготовлення формувальних та стрижньових сумішей» та відповідного модульного заняття, наприклад, «Обладнання піскометних машин»;
- розроблення інтегративного навчально-методичного комплексу з дисципліни «фізика» відповідно Стандарту вищої освіти України для даної галузі знань.

Оперативну мету конкретизуємо в межах підготовки інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика» відповідно до результату навчання майбутніх інженерів в когнітивній (пізнавальній) сфері [6, с. 23–24] в аспекті фахової підготовки майбутніх фахівців (див. табл. 1).

**Таблиця 1** – Формулювання оперативної мети інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика»

| Формулювання оперативної мети згідно  |  |
|---|--|
| фахової підготовки майбутніх інженерів зі змістовного модуля «Обладнання піскометних машин»   | вивчення дисципліни «фізика» майбутніми інженерами зі змістовного модуля «Механічні коливання»   |
| <i>Знання.</i><br>Знати будову, принцип роботи, процес роботи, призначення, застосування формувальної машини – піскомета.<br>Класифікувати піскомети за функціональним призначенням (стаціонарні та пересувні), за конструктивними особливостями (рукавні, мостові, рамні), за функціонально-конструктивними особливостями (підвісні, стаціонарні зі змінним бункером, стаціонарні консольні, пересувні, консольні, пересувні зі змінним бункером, пересувні локомотивного типу, мостові) тощо.   | <i>Знання.</i><br>Класифікувати коливання за фізичною ознакою та за режимом їх здійснення. Встановлювати зв'язок між поняттями:<br>- кутова швидкість, власна частота коливань, частота вимушених коливань;<br>- амплітуда вимушених коливань, резонансна амплітуда;<br>- коефіцієнт жорсткості, коефіцієнт загасання, коефіцієнт опору, опір середовища;<br>- сила, швидкість, прискорення.   |
| <i>Кореляція оперативної мети інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика»</i><br><i>Знання.</i> На підставі знань про будову, принцип роботи, процес роботи, призначення, застосування формувальної машини встановлювати зв'язок між поняттями:<br>- кутова швидкість обертання ротора металевий головки піскомета, частота обертання ротора металевий головки піскомета, циклічна частота вимушених коливань металевий головки піскомета, циклічна частота власних коливань системи (геометричного центру $O$ металевий головки піскомета);<br>- амплітуда вимушених коливань геометричного центру $O$ піскометної головки масою $M$ , допустима амплітуда вимушених коливань крісла оператора;<br>- коефіцієнт жорсткості рукава піскомета; коефіцієнт загасання та коефіцієнт опору віброуючих опор, на яких закріплене крісло оператора;<br>- радіальна сила, яка виникає внаслідок незрівноваженої маси пакета формувальної суміші під час його руху вздовж направляючої дуги;<br>- швидкість та прискорення геометричного центру $O$ піскометної головки масою $M$ на вертикальну площину, яка проходить через продольну вісь рукава. |  |
| <i>Розуміння.</i><br>Пояснювати<br>- розрахунок амплітуди та частоти коливань піскометної головки.  | <i>Розуміння.</i><br>Інтерпретувати метод векторних діаграм; поняття: вимушене коливання, траєкторія.<br>Виразити в СІ фізичні величини: період коливань, кутову швидкість, власну частоту коливань, частоту вимушених коливань, амплітуду коливань, коефіцієнт жорсткості, коефіцієнт загасання, коефіцієнт опору, силу, швидкість, прискорення.  |
| <i>Кореляція оперативної мети інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика»</i><br>На підставі знань про будову, принцип роботи, процес роботи, призначення, застосування формувальної машини<br>- застосувати метод векторних діаграм для отримання формули амплітуди коливань геометричного центру $O$ піскометної головки масою $M$ , що здійснює вимушені коливання у в'язку середовища та за відсутності тертя;<br>- вивести диференціальне рівняння вимушених коливань на прикладі коливального руху геометричного центру $O$ піскометної головки масою $M$ .   |  |
| <i>Застосування.</i><br>- пояснювати причини виникнення механічних коливань металевий головки піскомета в процесі машинної формовки;<br>- обчислювати амплітуду коливань піскометної головки з урахуванням та без урахування жорсткості рукавів для піскометів різних модифікацій;<br>- обґрунтовувати вплив розмірів рукава щодо забезпечення його міцності;<br>- розраховувати сили, які розвиваються під час обертання ротора та пакета формувальної суміші в системі «металева головка-пакет».  | <i>Застосування.</i><br>Під час розв'язання традиційних задач з фізики будувати векторну діаграму; обчислювати фізичні характеристики вимушених механічних коливань, а саме:<br>- власну частоту коливань, частоту вимушених коливань, резонансну частоту;<br>- період власних коливань, період вимушених коливань;<br>- амплітуду вимушених коливань, резонансну амплітуду;<br>- коефіцієнт загасання, коефіцієнт опору;<br>- силу, швидкість, прискорення. |
| <i>Кореляція оперативної мети інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика»</i><br>На підставі знань про будову, принцип роботи, процес роботи, призначення, застосування формувальної машини можна розв'язати компетентісно-орієнтовані фізичні задачі (див. далі задачі 1- 12).   |  |
| <i>Аналіз. Синтез.</i><br>Формування здатності щодо аналітико-синтетичної діяльності фахової, фундаментальної інформації, встановлення взаємозв'язку між знаннями, усвідомлення їх цілісності.  | <i>Аналіз. Синтез.</i><br>Розв'язання системи вправ аналітико-синтетичного спрямування згідно відомих навчальних посібників з фізики.  |
| <i>Кореляція оперативної мети інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика»</i><br>На підставі знань про будову, принцип роботи, процес роботи, призначення, застосування формувальної машини здійснити встановлення внутрішніх зв'язків між фаховими знаннями та знаннями з дисципліни фізики шляхом створення фізичної моделі реального технічного об'єкта, підготовки та розв'язання системи завдань інтегративного спрямування відповідної галузі знань.  |  |
| <i>Оцінювання.</i><br>Оцінювати причини виникнення механічних коливань, обґрунтувати шляхи їх усунення.   | <i>Оцінювання.</i><br>Оцінювати засвоєння змістовного модуля «Механічні коливання», наприклад, під час тестування.   |
| <i>Кореляція оперативної мети інтегративного модульного заняття «Механічні коливання» та «Обладнання піскометних машин» з дисципліни «фізика»</i><br>На підставі знань про будову, принцип роботи, процес роботи, призначення, застосування формувальної машини<br>- пояснювати траєкторію руху по колу геометричного центру $O$ піскометної головки масою $M$ ;<br>- аргументувати побудову векторної діаграми; розрахунок коефіцієнту загасання та коефіцієнту опору віброуючих опор, на яких закріплене крісло оператора;<br>- оцінювати шкоду резонансних частот на здоров'я оператора піскометної машини.  |  |

А тепер в наступних задачах розглянемо деякі питання щодо роботи металльної головки піскомета, які пов'язані з фізичними знаннями зі змістовного модуля «Механічні коливання» в контексті сформульованої вище мети освітньої діяльності майбутніх інженерів. Для формулювання та розв'язання задач будемо використовувати фахову, технічну літературу щодо технічних характеристик формовочного піскомета.

Зауваження! Відстань від осі обертання ротора до центру тяжіння пакета формовочної суміші будемо вважати такою, що дорівнює  $R = 340$  мм (враховуємо діаметр ротора  $d = 480$  мм та розмір ковша  $\ell = 10$  см); пакет формовочної суміші будемо розглядати, як модель «матеріальна точка».

Задача 1. Дати пояснення щодо позначень, які характеризують принцип роботи піскомета (див. рис. 1а, 1б).

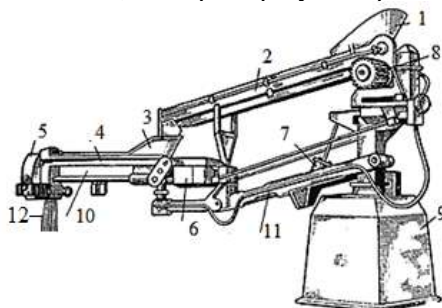


Рис. 1а. Стационарний піскомет

Відповідь: відповідь надана в таблиці 3.

Таблиця 2 – Позначення, які характеризують принцип роботи стаціонарного піскомета

| № п/п | Позначення деталей піскомета         |
|-------|--------------------------------------|
| 1, 3  | Лійка для прийому формовочної суміші |
| 2, 4  | Стрічкові транспортери               |
| 5     | Метальна головка                     |
| 6, 8  | Електродвигуни                       |
| 7     | Гідравлічний циліндр                 |
| 9     | Чавунна тумба                        |
| 10    | Малий рукав                          |
| 11    | Великий рукав                        |
| 12    | Порції формовочної суміші            |

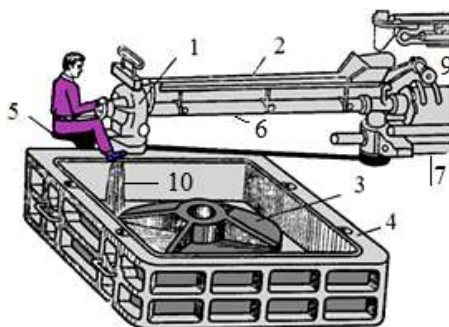


Рис. 1б. Пересувний піскомет

Таблиця 3 – Позначення, які характеризують принцип роботи пресувального піскомета

| № п/п | Позначення деталей піскомета |
|-------|------------------------------|
| 1     | Метальна головка піскомета   |
| 2     | Транспортер                  |
| 3     | Модель                       |
| 4     | Опока                        |
| 5     | Крісло оператора             |
| 6     | Малий рукав                  |
| 7     | Великий рукав                |
| 9     | Електродвигун                |
| 10    | Порції формовочної суміші    |



Задача 2. Під час роботи піскомета виникають малі механічні коливання (вібрації) піскометної головки. Назвати основні причини виникнення механічних коливань металльної головки піскомета.

Відповідь. Існують певні причини виникнення механічних коливань металльної головки піскомета в процесі машинної формовки, а саме:

- удари ковша по пакету формовочної суміші в момент потрапляння його в середину кожуха металльної головки піскомета;
- зміна сили, з якою пакет формовочної суміші діє на направляючу дугу вздовж траєкторії його руху;
- дисбаланс ротора піскометної головки;
- зміна сили пружності, що виникає в рукавах піскомета.

Задача 3. Які механічні коливання виникають в режимі стаціонарної роботи піскометної головки?

Відповідь: вимушені механічні коливання.

В режимі стаціонарної роботи піскометної головки виникають вимушені механічні коливання. Ці вимушені механічні коливання металльної головки піскомета виникають внаслідок зовнішнього гармонічного впливу з боку роботи електродвигуна з частотою  $\omega$ . Необхідно відмітити, що металльна головка піскомета закріплена на його рукавах, а рукава мають власну частоту коливань  $\omega_0$ . Після включення електродвигуна (зовнішнього впливу) власні коливання згасають і система (металльна головка) буде здійснювати коливання згідно закону вимушеного впливу – періодичної сили, яка задається наступною формулою

$$\begin{cases} F = F_0 \cos \omega t, \\ F_0 = m \omega^2 R, \end{cases}$$

де  $m$  – маса порції суміші,  $\omega$  – частота вимушених коливань піскометної головки,  $R$  – відстань від осі обертання ротора до центру тяжіння пакета суміші.

Задача 4. Визначити циклічну частоту вимушених коливань металльної головки піскомета, що виникають внаслідок роботи електричного двигуна.

Розв'язання. Зовнішній вплив (робота електродвигуна) нав'язує системі частоту коливань. Згідно аналізу навчально-технічної літератури було з'ясовано наступне, а саме: ротор електродвигуна здійснює 1500 обертів за хвилину, кутова швидкість ротора металльної головки піскомета дорівнює 157 рад/с і тому циклічна частота вимушених коливань металльної головки піскомета також дорівнює 157 рад/с.

$$\omega = 2 \pi \nu_{\text{двиг}} = 2\pi \frac{N}{t} = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 1500}{60} = 157 \text{ (рад/с)}.$$

Відповідь:  $\omega = 157$  рад/с.

Задача 5. За технічними характеристиками рукава піскомета здійснюють за хвилину приблизно 120 власних коливань. Визначити циклічну частоту, період власних коливань рукава піскомета та геометричного центру  $O$  металльної головки.

Розв'язання. У рукавних піскометів на його рукавах розміщені металльна головка та основні механізми для її переміщення над формою (див. рис. 2). Згідно галузевої нормативно-технічної документації циклічну частоту власних коливань системи (геометричного центру  $O$  металльної головки піскомета) розраховують за наступною формулою

$$\omega_0 = 2\pi \frac{N_0}{t},$$

де  $\omega_0$  – циклічна частота власних коливань системи,  $N_0$  – число власних коливань рукава піскомета за час  $t$ .

Розрахуємо власну частоту коливань геометричного центру  $O$  металльної головки піскомета

$$\omega_0 = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 120}{60} = 12,6 \text{ (рад/с)}.$$

Період власних коливань геометричного центру  $O$  металльної головки піскомета дорівнює

$$T = \frac{t}{N} = \frac{60}{120} = 0,5 \text{ (с)}.$$

Відповідь:  $\omega_0 = 12,6$  рад/с,  $T = 0,5$  с.

Задача 6. Визначити коефіцієнт жорсткості рукавів піскомета.  
Розв'язання. Коефіцієнт жорсткості рукавів піскомета дорівнює

$$k = \omega_0^2 M = 12,6^2 \cdot 223 = 35,4 \text{ (кН/м)}.$$

Відповідь:  $k = 35,4$  кН/м.

Задача 7. Визначити радіальну силу, яка виникає внаслідок незрівноваженої маси пакета формовочної суміші, який рухається вздовж направляючої дуги. Відстань від осі обертання ротора до центра тяжіння пакета складає 340 мм.

Розв'язання. Радіальну силу, яка виникає внаслідок незрівноваженої маси пакета формовочної суміші під час його руху вздовж направляючої дуги можна визначити за формулою

$$F_0 = m\omega^2 R = 0,222 \cdot 157^2 \cdot 0,34 = 1861 \text{ (Н)}.$$

Відповідь:  $F_0 = 1861$  Н.

Задача 8. Технічні випробування щодо роботи піскомета за умови незначного опору середовища вказують на те, що геометричний центр  $O$  піскометної головки масою  $M$  рухається по колу. Пояснити це явище.

Розв'язання. Вимушені коливання металльної головки піскомета згідно технічної документації виникають у двох взаємоперпендикулярних площинах – вертикальній та горизонтальній. Згідно даної технічної характеристики можна стверджувати, що і геометричний центр  $O$  піскометної головки масою  $M$  рухається у двох взаємоперпендикулярних площинах – вертикальній та горизонтальній.

Рівняння вимушених коливань геометричного центру  $O$  піскометної головки за умови незначного опору середовища ( $\gamma \leq \omega_0$ ) наступні

$$\begin{cases} M \frac{d^2 x}{dt^2} + kx = F_0 \cos \omega t, \\ M \frac{d^2 y}{dt^2} + ky = F_0 \sin \omega t. \end{cases}$$

В записаних нами рівняннях ми врахували, що повертаюча сила інерції має різні проекції на осі  $Ox$  та  $Oy$ . Розв'язання даних рівнянь запишемо таким чином

$$\begin{cases} x = A \cos \omega t, \\ y = A \sin \omega t, \end{cases}$$

тобто геометричний центр  $O$  піскометної головки одночасно здійснює коливання з однаковими амплітудами та однаковими частотами вздовж осі  $Ox$  та  $Oy$ , але фаза коливань відрізняється на  $\pi/2$ . В даному випадку під час додавання коливань наслідком буде рух геометричного центру  $O$  піскометної головки по колу радіусом  $R_c = A$ . Доведемо це твердження.

Піднесемо рівняння для  $x$  та  $y$  до квадрату та додамо їх і тоді отримаємо рівняння

$$x^2 + y^2 = A^2.$$

Отже, отримане нами рівняння – це рівняння кола, радіус якого –  $A$ .

Задача 9. Визначити амплітуду вимушених коливань геометричного центру  $O$  піскометної головки масою  $M$  за умови дуже незначного опору середовища ( $\gamma \leq \omega_0$ ).

Розв'язання. Геометричний центр  $O$  піскометної головки описує коло, радіус якого  $A$  (див. попередню задачу та рис. 2). Розглянемо відомий з технічної літератури рисунок 2.

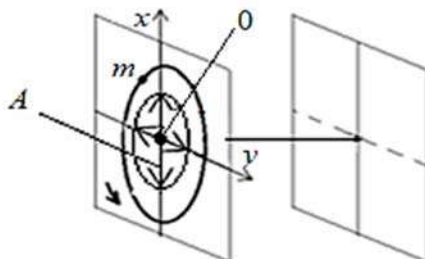


Рис. 2. Схема для розрахунку амплітуди коливань геометричного центру  $O$  металльної головки піскомета

В навчально-технічній літературі для спрощення розрахунку амплітуди та частоти коливального руху пісcomedної головки розглядають її коливання у вертикальній площині незрівноваженої маси пакета  $m$ . Скористаємось і ми цим припущенням.

Пригадаємо відомий факт про те, що вимушені коливання можна описати згідно гармонічного закону. Запишемо в загальному вигляді диференціальне рівняння коливального руху геометричного центру  $O$  пісcomedної головки масою  $M$  на вертикальну площину, яка проходить через продольну вісь рукава

$$M\ddot{x} + r\dot{x} + kx = F_0 \cos \omega t,$$

де  $r = 2\gamma M$  – параметр, який характеризує загасання.

Розділимо обидві частини даного рівняння на масу пісcomedної головки та введемо відомі наступні змінні

$$\omega_0^2 = k/M, \quad 2\gamma = r/M, \quad f_0 = F_0/M.$$

За умови незначного опору середовища маємо наступне диференціальне рівняння коливального руху геометричного центру  $O$  пісcomedної головки

$$\ddot{x} + \omega_0^2 x = f_0 \cos \omega t.$$

Координата вимушених коливань геометричного центру  $O$  пісcomedної головки змінюється згідно наступного закону

$$x = A \cos \omega t.$$

Знайдемо другу похідну від координати вимушених коливань геометричного центру  $O$  пісcomedної головки, підставимо в попереднє диференціальне рівняння та отримаємо наступне рівняння

$$-A \omega^2 \cos \omega t + A \omega_0^2 \cos \omega t = f_0 \cos \omega t \quad \Rightarrow \quad A(-\omega^2 + \omega_0^2) = f_0.$$

Таким чином, амплітуду вимушених коливань геометричного центру  $O$  пісcomedної головки можна визначити за формулою

$$A = \frac{f_0}{|-\omega^2 + \omega_0^2|} = \frac{f_0}{|\omega^2 - \omega_0^2|} = \frac{1}{|\omega^2 - \omega_0^2|} \cdot \frac{F_0}{M}.$$

А тепер підставимо числові значення фізичних величин та розрахуємо амплітуду вимушених коливань геометричного центру  $O$  пісcomedної головки

$$A = \frac{1}{|157^2 - 12,6^2|} \cdot \frac{1861}{223} = 0,00034(\text{м}) = 0,34(\text{мм}).$$

Відповідь:  $A = 0,34$  мм.

**Задача 10.** Відомо, що в разі присутності в'язкого тертя (див. задачу 9) вимушені коливання описується більш складним диференціальним рівнянням

$$\ddot{x} + 2\gamma M\dot{x} + \omega_0^2 x = f_0 \cos \omega t.$$

Дане рівняння, зазвичай, розв'язують методом векторних діаграм.

Завдання 1. Вивести формулу для розрахунку амплітуди вимушених коливань геометричного центру  $O$  пісcomedної головки масою  $M$  з урахуванням в'язкого тертя.

Завдання 2. Отримати із загальної формули (див. попередню задачу) формулу щодо визначення амплітуди вимушених коливань геометричного центру  $O$  пісcomedної головки масою  $M$  для випадку без урахування в'язкого тертя ( $\gamma = 0$ ).

Розв'язання. Метод векторних діаграм полягає в тому, що величину, яка змінюється за гармонічним законом можна подати, як проекцію вектора, що обертається, на горизонтальну вісь (див. рис. 3).

Врахуємо, що для швидкості та прискорення справедливі наступні формули

$$\dot{x} = -A\omega \sin(\omega t + \varphi) = A\omega \cos\left(\omega t + \varphi + \frac{\pi}{2}\right),$$

$$\ddot{x} = -A\omega^2 \cos(\omega t + \varphi) = A\omega^2 \cos(\omega t + \varphi + \pi).$$

А тепер запишемо диференціальне рівняння коливального руху геометричного центру  $O$  піскометної головки масою  $M$  за умови в'язкого тертя наступним чином

$$A\omega^2 \cos(\omega t + \varphi + \pi) + 2\gamma A\omega \cos\left(\omega t + \varphi + \frac{\pi}{2}\right) + A\omega_0^2 \cos(\omega t + \varphi) = f_0 \cos \omega t.$$

Ми бачимо, що гармонічне коливання правої частини даного рівняння дорівнює сумі трьох гармонічних коливань лівої частини цього рівняння. Величини правої частини даного диференціального рівняння можна подати, як проекції векторів довжиною  $2\gamma A\omega$  та  $A\omega^2$ , які повернуті на кут  $\pi/2$  та  $\pi$  відповідно відносно вектора  $A\omega_0^2$ .

Розглянемо рисунок 3, на якому подано векторну діаграму.

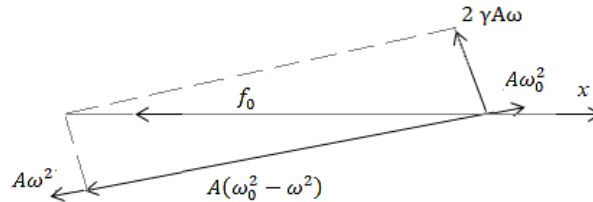


Рис. 3. Векторна діаграма

Отже, дані диференціальні рівняння  $\dot{x}(t)$  та  $\ddot{x}(t)$  на мові векторних діаграм ми можемо прочитати наступним чином: сума трьох векторів, які взяті з відповідними коефіцієнтами дорівнює вектору прискорення  $f_0$ .

Згідно теореми Піфагора можна отримати наступне рівняння (див. рис. 3)

$$(A\omega_0^2 - A\omega^2)^2 + (2\gamma\omega A)^2 = f_0^2.$$

Відповідно даного рівняння амплітуда коливань геометричного центру  $O$  піскометної головки масою  $M$ , що здійснює вимушені коливання у в'язкому середовищі дорівнює

$$A = \frac{f_0}{\sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\gamma^2\omega^2}} = \frac{F_0}{M\sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\gamma^2\omega^2}}$$

Завдання 2. У випадку відсутності тертя  $\gamma = 0$  загальна формула щодо визначення амплітуди коливань геометричного центру  $O$  піскометної головки масою  $M$ , що здійснює вимушені коливання переходить до наступного вигляду

$$A = \frac{f_0}{|\omega^2 - \omega_0^2|} = \frac{1}{|\omega^2 - \omega_0^2|} \cdot \frac{F_0}{M}$$

Відповідь: 1)  $A = f_0 / \sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\gamma^2\omega^2}$ ; 2)  $A = f_0 / |\omega^2 - \omega_0^2|$ .

Задача 11. Аналіз технічної, фахової літератури свідчить про те, що існують піскомети, в яких крісло оператора піскомета закріплено на його рукавах (див. рис. 1б). Відомо, що під дією змінної сили, внаслідок зовнішнього гармонічного впливу з боку роботи електродвигуна виникають вібрації у пружному середовищі. Таким пружним середовищем є тканини тіла оператора. Наприклад, в тканинах організму оператора, що являє собою складну динамічну систему, внаслідок вібрації виникають змінні механічні напруги, що шкідливо впливають на здоров'я оператора. Ці змінні механічні напруги сприймаються рецепторами та перетворюються в енергію процесів, що пов'язані з біологічною електропровідністю та біохімічними реакціями в клітинах організму людини.

За даними медичних досліджень для організму оператора існують небезпечні частоти – резонансні частоти. І, якщо частота зовнішнього гармонічного впливу з боку роботи електро-двигуна, що чинить дію на оператора, який сидить в кріслі металевий головки піскомета, близька або дорівнює резонансній частоті, то відбувається значне зростання амплітуди коливань окремих тканин і органів працівника та всього організму в цілому. Коливання в тканинах людини з резонансною частотою за даними медичних досліджень можуть спровокувати наступні розлади в здоров'ї оператора піскомета, а саме: травмування його кісткової тканини та хребта, погіршення зору, порушення в роботі вестибулярного апарату, травної системи тощо.

Значення резонансних частот для різних частин організму різне. Приклади резонансних частот подані в таблиці 4.

**Таблиця 4** – Приклади резонансних частот

| Резонансна частота, Гц | Частини тіла оператора | Положення тіла оператора           |
|------------------------|------------------------|------------------------------------|
| 4–6                    | Тіло людини            | Сидить в кріслі піскометної машини |
| 20–30                  | Головний мозок         |                                    |
| 60–90                  | Яблука очей            |                                    |

В якій частині тіла оператора може спостерігатись резонанс?

Відповідь: В режимі стаціонарної роботи піскометної головки виникають вимушені механічні коливання, частота яких 25 Гц. Порівняння даних таблиці 2 свідчить, що резонансна частота виникає у головному мозку.

Задача 12. Відомо, що коли крісло оператора піскомета (див. рис. 1б) закріплено безпосередньо на металній головці піскомета, то в цьому випадку працівник знаходиться над робочою зоною опоки і у нього є можливість вільного огляду цієї робочої зони, доречного корегування режиму та маршруту формовки. Але під час роботи піскомета виникають малі механічні коливання (вібрації) піскометної головки, які шкідливо впливають на здоров'я оператора в процесі здійснення його професійної діяльності. Яким чином можна зменшити негативний вплив вібрацій на організм оператора?

Розв'язання. В задачі № 9 ми з'ясували, що амплітуда вимушених коливань геометричного центру  $O$  піскометної головки масою  $M$  на вертикальну площину, яка проходить через продольну вісь рукава дорівнює  $A = 0,34$  мм.

Відповідно норм техніки безпеки існують допустимі величини параметрів щодо вібрації на робочому місці оператора, які подані в таблиці 5. Згідно даної таблиці за умови частоти вимушених коливань металної головки піскомета  $\nu = 25$  Гц допустима амплітуда вимушених коливань крісла оператора не повинна перевищувати  $A_{\text{допустима}} = 0,018$  мм.

Порівняємо значення розрахованої та допустимої амплітуд вимушених коливань крісла оператора

$$\frac{A_{\text{визначена}}}{A_{\text{допустима}}} = \frac{0,34 \cdot 10^{-3}}{0,018 \cdot 10^{-3}} \approx 19.$$

Отже, визначене значення амплітуди вимушених коливань крісла оператора перевищує допустиму амплітуду згідно норм техніки безпеки приблизно в 19 разів. Для зменшення недопустимої вібрації необхідно обов'язково встановлювати крісло оператора на віброуючі опори.

**Таблиця 5** – Допустимі величини параметрів вібрації на робочих місцях

| Частота коливань |            | Амплітуда переміщення під час гармонічних коливань, мм |
|------------------|------------|--|
| Гц               | За хвилину |  |
| 1,4              | 84         | 3,11   |
| 1,6              | 96         | 2,22   |
| 2,0              | 120        | 1,28   |
| 2,5              | 150        | 0,73   |
| 2,8              | 168        | 0,61   |
| 3,2              | 192        | 0,44   |
| 4,0              | 240        | 0,28   |
| 5,0              | 300        | 0,16   |
| 5,6              | 336        | 0,13   |
| 6,3              | 378        | 0,09   |
| 8,0              | 480        | 0,056  |
| 10,0             | 600        | 0,045  |
| 11,2             | 672        | 0,041  |
| 12,5             | 750        | 0,036  |
| 16,0             | 960        | 0,028  |
| 20,0             | 1200       | 0,022  |
| 22,4             | 1344       | 0,020  |
| 25,0             | 1500       | 0,018  |
| 31,5             | 1890       | 0,014  |
| 40,0             | 2400       | 0,011  |

А тепер з'ясуємо значення коефіцієнту загасання віброуючих опор, на яких закріплене крісло оператора. Амплітуда вимушених коливань крісла оператора, що закріплене на віброуючих опорах за умови значного опору розраховують за формулою

$$A = \frac{f_0}{\sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\gamma^2\omega^2}} = \frac{F_0}{M\sqrt{(\omega_0^2 - \omega^2)^2 + 4\gamma^2\omega^2}}$$

Запишемо формулу для обчислення коефіцієнту загасання віброуючих опор, на яких закріплене крісло оператора

$$\gamma = \frac{1}{2\omega} \sqrt{\left(\frac{F_0}{A_{\text{допустиме}}M}\right)^2 - (\omega_0^2 - \omega^2)^2}$$

Обчислимо коефіцієнт загасання віброуючих опор, на яких закріплене крісло оператора

$$\gamma = \frac{1}{2 \cdot 157} \sqrt{\left(\frac{1861}{18 \cdot 10^{-6} \cdot 223}\right)^2 - (157^2 - 12,6^2)^2} = 1,47 \cdot 10^3 (1/c)$$

А тепер розрахуємо коефіцієнт опору віброуючих опор, на яких закріплене крісло оператора

$$r = 2\gamma M = 2 \cdot 1,47 \cdot 10^3 \cdot 223 = 6,56 \cdot 10^5 (\text{кг/с})$$

Відповідь:  $r = 6,56 \cdot 10^5$  кг/с.

Отже, формулювання результатів навчання з фундаментальної (фізичної) підготовки в аспекті практичного (а саме фахового) спрямування освітнього процесу майбутніх інженерів сприяє поглибленню теоретичних знань з фізики, формуванню цілісної системи знань, усвідомленню значення набутих знань для фахового їхнього зростання.

### Выводы

1. В статті було розглянуто практичний аспект щодо формулювання цілей освітнього процесу в умовах навчання майбутніх інженерів в контексті їх фахової підготовки для галузі знань 13 – «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти з дисципліни «фізика» зі змістовних модулів «Механічні коливання» та «Обладнання пісcomedних машин».

З'ясовано, яким чином компетентнісно-орієнтовані фізичні задачі забезпечують практичне спрямування навчання з дисципліни «фізика», сприяють поглибленню цілісної системи теоретичних знань майбутніх інженерів в умовах їхньої фахової підготовки.

2. Удосконалено методику формулювання цілей освітнього процесу під час підготовки майбутніх інженерів з дисципліни «фізика» в умовах інтеграції фізичних та фахових знань щодо готовності майбутніх фахівців здійснювати професійну діяльність для галузі знань 13 – «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти

3. Аргументовано та впроваджено в освітній процес з дисципліни «фізика» методику формулювання цілей освітнього процесу під час навчання майбутніх інженерів з дисципліни «фізика» в умовах інтеграції фізичних та фахових знань для галузі знань 13 - «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти.

4. Проведене дослідження не вичерпує всі аспекти впровадження методики формулювання цілей освітнього процесу в контексті фахової підготовки майбутніх інженерів.

5. Отримані результати можуть бути використані для збагачення освітнього процесу з дисципліни «фізика» щодо підвищення практичного спрямування навчання фізики з метою поглиблення теоретичних знань майбутніх інженерів.

### Список литературы

1. Аксенов П. Н. Расчеты основных видов литейного оборудования / Аксенов П. Н. – Машгиз, 1947. – 96 с.
2. Горский А. И. Расчет машин и механизмов автоматических линий литейного производства / Горский А. И. – М. : Машиностроение, 1978. – 551 с.
3. Гуляева Л. В. Компетентно-орієнтовані задачі з фізики для підготовки майбутніх інженерів : практичний аспект / Гуляева Л. В. // Наукові записки. Серія : Проблеми методики фізико-математичної і технологічної освіти. – Кропивницький : РВВ ЦДПУ ім. В. Винниченка. – 2020 – С. 56–63.
4. Гуляева Л. В. Роль фізики у фаховій підготовці майбутніх інженерів / Гуляева Л. В., Татарчук Т. В. // Нові



матеріали і технології в металургії . – № 2. – 2020. – С. 93–95.

5. Гуляєва Л. В. Впровадження дидактичного методу моделювання в освітній процес з фізики: практичний аспект. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні / Гуляєва Л. В. – 2021. – № 2. – С. 75–82.

6. Методичні рекомендації щодо розроблення стандартів вищої освіти – [Електронний ресурс] – Режим доступу. <https://mon.gov.ua/storage/app/media/vishcha-osvita/rekomendatsii-1648.pdf>.

7. Ольшанецький В. Ю. Фахове сплямування навчання з фізики майбутніх інженерів / Ольшанецький В. Ю., Гуляєва Л. В., Татарчук Т. В. // Integration of Education, Science and Business in the Modern Environment: Winter Debates: abstracts of the 1st International Scientific and Practical Internet Conference, February 6-7, 2020. – Dnipro, 2020. – Р. 2. – С. 485–490.

8. Ольшанецький В. Ю. Розвиток критичності мислення майбутніх інженерів / Ольшанецький В.Ю., Гуляєва Л. В., Рудницький Д. В. – Global science and education in the modern realities ‘2020 : conference proceedings. – Seattle: KindleDP, 2020 – С. 363-367.

9. Пескометы формовочные. – [Електронний ресурс] – Режим доступу. <http://siblitmash.com/katalog/formovochnoe-oborudovanie/peskomety-formovochnye/>

10. Соколов Є. П. Екзаменаційна фізика / Соколов Є. П. // Лекції : навчальний посібник [для студ. вищ. навч. закл.] : в 2-х т. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2009. – Т. 1. – 184 с.

11. Сосненко М. Н. Формовщик машинной формовки / Сосненко М. Н. // учебник для техн. училищ ; 5-е изд., пераб. и доп. – М. : Высшая школа, 1980. – 199 с.

12. Стандарт вищої освіти України для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія. – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – <https://mon.gov.ua/storage/app/media/vishcha-osvita/zatverdzeni%20standarty/12/21/136-metalurgiya-bakalavr.pdf>.

*Одержано 20.09.2022*

## **ON THE GOALS OF THE EDUCATIONAL PROCESS IN PHYSICS IN THE CONDITIONS OF TRAINING FUTURE ENGINEERS: A PRACTICAL ASPECT**

Hulyaeva L.

PhD (pedagogy) Candidate of Pedagogical Sciences, Associate Professor of the Department of Physics of National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [gulyaeva.ludmila.vlad@gmail.com](mailto:gulyaeva.ludmila.vlad@gmail.com)

## ПІДВИЩЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВТОРИННОГО СИЛУМІНУ АК12М2МГН НАНОМОДИФІКУВАННЯМ

|                |   |
|----------------|---|
| Мітяєв О. А.   | д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: mityaev@zp.edu.ua;</i> |
| Волчок І. П.   | д-р техн. наук, професор, професор кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: volchok@zp.edu.ua;</i>  |
| Фролов Р. О.   | старший викладач кафедри деталей машин і підйомно-транспортних механізмів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: frolovra@i.ua;</i>                     |
| Повзло В. М.   | старший викладач кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: pan431@ukr.net;</i>                       |
| Петрашов О. С. | старший викладач кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: 04rauchen11@gmail.com</i>                 |

### Вступ та аналіз публікацій

Завдяки своїм фізичним, хімічним та механічним властивостям алюміній та його сплави за обсягами виробництва посягають друге місце після сплавів на основі заліза (сталей та чавунів). Зараз в світовій промисловості знаходять використання дві групи алюмінієвих сплавів: первинні та вторинні. Завдяки складній технології виробництва первинний алюміній характеризується високою собівартістю та якістю, вторинний – низькою ціною шихтових матеріалів (спрацьовані деталі, брак та відходи виробництва) та невисокими механічними властивостями внаслідок попадання в шихту різних домішок, в першу чергу, заліза, водню, цинку, свинцю та ін. Аналіз літературних даних та досвід авторів статті свідчить, що найбільш ефективними та технологічними методами підвищення якості вторинних алюмінієвих сплавів слід визнати процеси рафінування та модифікування рідкого металу. Більшість відомих модифікаторів представляють собою набір мікропорошків різних хімічних елементів і сполук. До їх переліку слід віднести модифікувальний комплекс МК-1 [1] для обробки вторинних силумінів. До його складу увійшли: SiC, K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>, S, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, BaCO<sub>3</sub>, KBF<sub>4</sub>. Розробляючи склад модифікувального комплексу, його автори виходили з наступних міркувань.

Відомо, що сірка позитивно впливає на алюмінієві сплави, забезпечуючи зміну форми залізовмісних фаз з пластинчастої на компактну, близьку до рівновісної або у вигляді китайських ієрогліфів. При цьому зменшуються розміри інтерметалідів і підвищується рівномірність їх розташування в об'ємі металу. Виділення сірки у вигляді газоподібних продуктів ефективно рафінують сплав від неметалевих включень і розчинених газів за адсорбційно-флотаційним механізмом.

Для зниження швидкості окислення і сублімації сірки до складу модифікувального комплексу включені Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> та BaCO<sub>3</sub>. Дисоціація у розплаві цих з'єднань з виділенням вуглекислого газу CO<sub>2</sub> сприяє підвищенню рівня рафінування, а також забезпечує високі показники рідинноплинності, що, в свою чергу, покращує якість оформлення виробів та підвищує вихід придатного литва. Включення до складу модифікувального комплексу гексафтортитаната калію K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>, схильного до дисоціації, підвищує ефективність модифікування дендритів α-твердого розчину на основі алюмінію та призводить до зменшення їх розмірів. Наявність атомарного титану сприяє утворенню додаткових центрів кристалізації у вигляді тугоплавких дрібнодисперсних інтерметалідів TiAl<sub>3</sub>. Присутність дисперсного карбіду кремнію SiC забезпечує збільшення кількості центрів кристалізації. Це сприяє створенню великої кількості рівновісних комірок α-твердого розчину на основі алюмінію. Наявність в складі тетрафторбората калію KBF<sub>4</sub> спільно з карбонатом натрію Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> забезпечує утворення на поверхні розплаву захисної плівки, що сприяє абсорбції шлакових включень і одночасному видаленню із сплаву водню.

Промислові випробування підтвердили ефективність і технологічність модифікувального комплексу МК-1, компоненти якого можна віднести до мікропорошків. В зв'язку з цим заслуговують уваги результати досліджень Н. С. Калініної зі співавторами [2] в котрих доведено, що зменшення розмірів частинок SiC модифікатора з 100 мкм до 75...100 нм призвело до зростання границі міцності сплаву АК9ч з 115 до 260 МПа. В роботах [3, 4] доведена доцільність використання вуглецевих наноматеріалів (фулеренів і нанотрубок) в якості модифікаторів сплавів на основі алюмінію і заліза.

### Мета та задачі досліджень

Метою роботи було вивчення комплексного впливу на структуру та механічні властивості сплаву АЛ25 (АК12М2МгН) модифікувального комплексу МК-1 [1] і фулеренової черні, котра на 100 % складалася із сажистого вуглецю і мала розміри частинок 40...50 нм [5] та вирішення задачі підвищення якості сплавів.

### Матеріали та методика досліджень

Сплав АК12М2МгН (АЛ25) відноситься до поршневих сплавів з високою жароміцністю при 300 °С, гарними фізико-механічними та технологічними властивостями. Сплав широко застосовується для виробництва поршнів сучасних важконавантажених двигунів. При виробництві сплаву допускається використовувати вторинну сировину, що має велике значення для народного господарства.

Сплав АК12М2МгН було виплавлено зі 100 % звороту виробництва в електричній печі опору в футерованому графітом чавунному тиглі. Хімічний склад сплаву відповідав вимогам ДСТУ 2839-94: 12,4 %Si; 2,6 %Cu; 0,8...1,1 %Ni; 0,65 %Fe; 0,05...0,06 % Ti; 0,48 %Mn, 0,03% Cr; 0,015 % Zn. Було виплавлено 4 плавки наведеного хімічного складу. Розплавлення шихти та нагрів рідкого металу до температури 720...730 °С виконували під покривним флюсом (33 мас. % KCl, 67 мас. % NaCl) в кількості 2 % від маси металу. Метал плавки № 1 було оброблено тільки флюсом, плавки № 2 – флюсом і комплексним модифікатором МК-1, плавки № 3 – флюсом та порошковою сумішшю МК-1 і фулеренової черні, плавки № 4 – флюсом, МК-1 та пресованою під тиском 850МПа сумішшю порошкового алюмінію А85 і фулеренової черні в пропорції 5 : 1.

Для рівномірного розподілу складових модифікаторів в рідкому металі використовували його перемішування протягом 5...7 хвилин. Зразки для випробувань виготовляли відповідно до вимог ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93).

Термічну обробку зразків для металографічного аналізу та механічних випробувань виконували за режимом Т1 (старіння 210 °С, 6 годин). Металографічний аналіз виконували за допомогою оптичного мікроскопу «Sigeta MM 700».

### Результати досліджень та їх обговорення

Результати визначення механічних властивостей сплавів, що отримані за різними технологічними варіантами, наведено у таблиці 1.

**Таблиця 1** – Вплив рафінування та модифікування на механічні властивості сплаву АК12М2МгН при 20 та 300 °С

| Варіанти | Рафінувально-захисний флюс, % | Модифікувальний комплекс МК-1, мас. % | Фулеренова суміш, мас.% | 20 °С            |              |      | 300 °С           |              |
|----------|-------------------------------|---------------------------------------|-------------------------|------------------|--------------|------|------------------|--------------|
|          |                               |                                       |                         | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | HRB  | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % |
| 1        | 2,0                           | -                                     | -                       | 154,3            | 0,4          | 950  | 97,0             | 1,5          |
| 2        | 2,0                           | 0,1                                   | -                       | 192,2            | 0,8          | 1070 | 117,0            | 2,6          |
| 3        | 2,0                           | 0,1                                   | 1,0                     | 212,2            | 0,6          | 1120 | 123,2            | 2,4          |
| 4        | 2,0                           | 0,1                                   | 1,0                     | 224,0            | 0,5          | 1280 | 128,1            | 2,3          |

За даними металографічного аналізу структура плавки 1 являла собою евтектику ( $\alpha$ - твердий розчин на основі Al+Si) з включеннями несприятливої морфології світло-сірого кольору – інтерметалідами  $Al_5SiFe$  (рис. 1а). Відомо, що ці включення мають видовжену пластинчасту форму, відіграють роль активних концентраторів напружень та призводять до різкого зниження механічних властивостей.

Після обробки сплаву модифікувальним комплексом МК-1 (варіант 2 за табл. 1) відбулася трансформація фази  $Al_5SiFe$  в інтерметаліди  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$  компактної форми (рис. 1б). Це призвело до підвищення міцності сплаву на ~25 %, пластичності в 2 рази і твердості на 12,6 %. Також тенденція підвищення міцності і пластичності спостерігалася і при температурі 300 °С (див. табл. 1).

Металографічний аналіз сплаву, що був отриманий за технологічним варіантом № 3, засвідчив нерівномірність розподілу частинок фулеренової черні (рис. 1в) внаслідок незадовільного змочування алюмінієм графіту. Значна частина фулеренової сажі в процесі перемішування впливала на поверхню розплаву, що призводило до низького коефіцієнту засвоєння модифікувальної присадки. Проте результати механічних випробувань засвідчили незначне підвищення міцності та твердості при 20 та 300 °С при незначному зниженні пластичності (див. табл. 1).

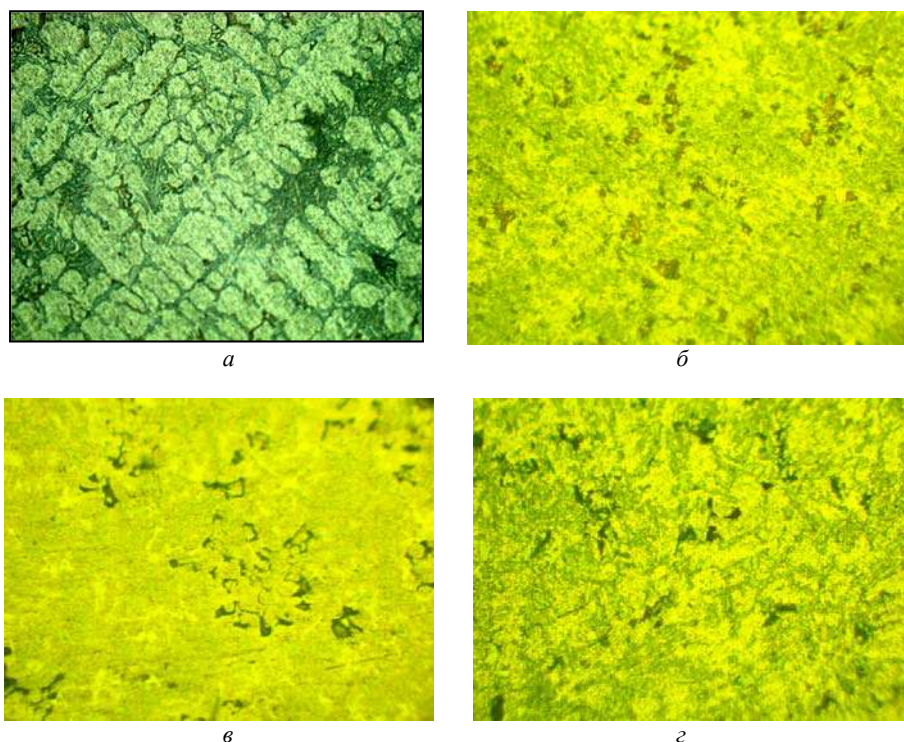


Рис. 1. Мікроструктура сплаву АК12М2МгН ( $\times 400$ ): а, б, в, г – варіанти №№ 1–4 за таблицею 1

Аналіз даних щодо підвищення міцності та твердості сплаву АК12М2МгН (АЛ 25) показує, що найбільш суттєве збільшення спостерігалось у сплаві, котрий було отримано за технологічним варіантом № 4 (див. табл. 1). Ця технологія у порівнянні з варіантом №1 забезпечила підвищення міцності на 45 % та 32 % при температурах 20 °С і 300 °С відповідно. Зростання твердості при температурі 20 °С становило майже 35 %. Вимірювання твердості при температурі 300 °С не проводили. Отримані результати добре узгоджуються з даними авторів [3, 6] та пояснюють механізм цього процесу. Г. В. Похмурською [6], а також М. О. Свидунівичем зі співавторами [3] показано, що в результаті взаємодії SiC та C з розплавом алюмінію в силумінах утворюється карбід алюмінію  $Al_4C_3$ . У зв'язку з цим можливе припущення, що підвищення механічних властивостей силуміну АК12М2МгН, котрий одержано за варіантом № 4 (див. табл. 1) пов'язане з появою в розплаві нанодисперсних частинок  $Al_4C_3$  в результаті взаємодії алюмінію з нанорозмірними частинками фулеренової суміші. У той же час, з точки зору підвищення пластичності, найкраще показав себе технологічний варіант № 2. Завдяки ньому досягнуто збільшення пластичності сплаву до 2-х разів при температурі 20 °С та у 1,7 рази при температурі 300 °С. Цей факт пояснюється високою ефективністю дії модифікувального комплексу МК-1 на вторинні алюмінієві сплави з надання їм глибокого ступеню рафінування, покращення і впорядкування структури.

З метою підтвердження явища утворення в сплаві нанодисперсного карбиду алюмінію  $Al_4C_3$ , на растровому електронному мікроскопі РЕМ-1061 було досліджено структуру сплаву технологічного варіанту № 4 (рис. 1г). Об'єктом досліджень на металографічному шліфі були включення світло-сірого кольору та високої твердості (рис. 2). Результати досліджень показали, що в сплаві сформувалися частинки карбідної фази  $Al_4C_3$ . Згідно з даними таблиці 2, відношення С:Al дорівнює близько 3:4. Це дозволяє зробити висновок, що підвищення механічних властивостей сплаву АК12М2МгН (варіант № 4), в деякій мірі, пов'язано з формуванням в ньому дрібнодисперсних включень  $Al_4C_3$  в результаті взаємодії алюмінію з нанорозмірними частинками фулеренової суміші.

Таблиця 2 – Хімічний склад (ат.%) точки 1 в сплаві АЛ25 (див. рис. 2)

| C     | Al    | Si   | Mn  | Cu  | Fe  | Ni  | Сума  |
|-------|-------|------|-----|-----|-----|-----|-------|
| 38,59 | 51,32 | 9,79 | 0,1 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 99,99 |

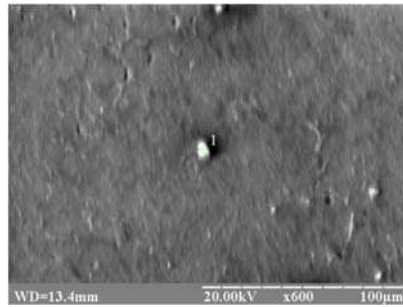


Рис. 2. Типова точка проведення РСМА

В роботах [7–9] досліджували вплив на механічні властивості алюмінієвих сплавів трьох типів вуглецевих матеріалів: фулеренів, фулеренової сажі та фулеренової черні. Автори не виявили принципових відзнак в позитивному впливі на структуру сплавів між високоцінними фулеренами та дешевою фулереновою чернею. Це, на їх думку, розширює перспективи вуглецевих наноматеріалів у формі фулеренової черні в промислових умовах.

### Висновки

Результати досліджень засвідчили наступні факти.

1. Додатково підтверджено позитивний вплив модифікувального комплексу МК-1 [1] на рівень механічних властивостей вторинного поршневого сплаву АК12М2МгН (АЛ25) при температурах 20 і 300 °С.
2. Встановлено позитивний вплив фулеренової черні в якості наномодифікатора на механічні властивості сплаву АК12М2МгН (АЛ25) при кімнатній (20 °С) та робочих (300 °С) температурах. Надано аргументоване пояснення цьому явищу.
3. Встановлено факт низького рівня засвоєння фулеренової черні та наявності певних труднощів при її введенні до розплавів, що потребує подальшого вивчення та відпрацювання.
4. Відмічено, що спосіб введення фулеренової черні до розплаву, впливає на рівень механічних властивостей модифікованого сплаву.
5. Результати виконаних досліджень мають практичну цінність та розширюють можливості підвищення якості вторинних силумінів шляхом їх мікро- та наномодифікування.

### Список літератури

1. Пат. 46094 Україна, МПК (2009) СС22С1/00. Модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / Лоза К. М., Мітяєв О. А., Волчок І. П. (Україна) ; заявник та патентовластик Запорізький нац. техн. ун-т. – № u200905914 ; заявл. 09.06.2009 ; опубл. 10.12.2009, Бюл. №23. – 4 с.
2. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів / Н. Є. Калініна, Г. М. Никифорчин, О. В. Калінін та ін. – Львів : Простір – М, 2017. – 304 с.
3. Наноккомпозит с гетерофазной структурой и включениями сверхтвердого углерода на основе железа и углеродных добавок различной дисперсности, полученный методом термобарической обработки / Свидуневич Н. А., Окатова Г. П., Куис Д. В. и др. // Литье и металлургия. – 2009. – № 3. – С. 139–146.
4. Окатова Г. П. Структура и свойства алюминий-медно-графитового сплава при микролегировании фуллереном С60 / Окатова Г.П., Свидуневич Н.А., Ласковнев А.П. // Сб. трудов Международной научно-технической конференции «Современные проблемы металловедения сплавов цветных металлов», посвященной 100-летию кафедры металловедения и цветных металлов МИСиС. – 2009. – С. 361–368.
5. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А. И. – М. : Физматлит, 2009. – 416 с.
6. Похмурська Г.В. Формування структурної гетерогенності в металах при лазерній обробці та її вплив на основні експлуатаційні властивості : дис. ...доктора техн. наук: 05.02.01 / Похмурська Ганна Василівна. – Запоріжжя. – 2006. – 339 с.
7. Research on obtaining of composite materials based on aluminum matrix / D. Kuis, A. Volchko, A. Shegidevich, N. Svidunovich // Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 51, 4, University of Chemical Technology and Metallurgy, Sofia, Bulgaria. 2016. – P. 427–436.
8. Волочко А.Т. Формирование структуры / Волочко А. Т., Шегидевич А. А., Куис Д. В. – 2014. – Т. 6. – № 2. – С. 2–13.
9. Cast Aluminium Composite Obtained by Ultrafine Carbon Raw Materials / Lezhnev S., Kuis D., Volochko A. and etc. // J. Material Sci Eng 4: 166, 2015.

Одержано 31.10.2022

## IMPROVEMENT OF SECONDARY SILUMIN AK12M2MGH BY NANO-MODIFICATION

|              |  |
|--------------|--|
| Mityaev O.   | Dr. Sc., Professor, Head of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: mityaev@zp.edu.ua;</i>     |
| Volchok I.   | Dr. Sc., Professor, Professor of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologie”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: volchok@zp.edu.ua;</i> |
| Frolov R.    | Senior lecturer of the of the Department “Parts of Machines and Lifting and Transport Mechanisms ”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: frolovra@i.ua;</i>   |
| Povzlo V.    | Senior lecturer of the of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: pan431@ukr.net;</i>          |
| Petrashov O. | Senior lecturer of the of the Department “Composite Materials, Chemistry and Technologies”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: 04rauchen11@gmail.com</i>    |



## ВАРІАТИВНІСТЬ ОБРОБКИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДАНИХ ЛАБОРАТОРНОГО ПРАКТИКУМУ

|               |   |
|---------------|---|
| Гуляєва Л. В. | канд. пед. наук, доцент, доцент кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: <a href="mailto:gulyaeva.ludmila.vlad@gmail.com">gulyaeva.ludmila.vlad@gmail.com</a> ; |
| Толстов С. О. | студ. Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: <a href="mailto:myevilpostcard@gmail.com">myevilpostcard@gmail.com</a> ;  |
| Скрипка О. С. | студ. Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: <a href="mailto:skrypkaolexsandr@gmail.com">skrypkaolexsandr@gmail.com</a>  |

### Вступ

Згідно «Стандарту вищої освіти» програмним результатом освітнього процесу в системі підготовки майбутніх інженерів для галузі знань 13 - «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти є формування «вміння обирати і застосовувати придатні типові методи досліджень (аналітичні, розрахункові, моделювання, експериментальні); правильно інтерпретувати результати таких досліджень та робити висновки» [9, с. 8]. Даний програмний результат досягається в умовах формування загальних компетентностей щодо «здатності приймати обґрунтовані рішення, оцінювати та забезпечувати якість виконуваних робіт» [9, с. 6], а також спеціальних компетентностей для «критичного осмислення наукових фактів, концепцій, теорій, принципів і методів, необхідних для професійної діяльності», «здатності застосовувати наукові та інженерні методи для вирішення типових та комплексних завдань за спеціалізацією» [9, с. 7]. В процесі освітньої діяльності не тільки в умовах професійної та практичної підготовки зі спеціальності здійснюється виконання вимог щодо фахової підготовки майбутніх інженерів, але і в умовах вивчення фундаментальних дисциплін, зокрема, з дисципліни «фізика» в процесі виконання, наприклад, практичної частини програми.

### Аналіз досліджень та публікацій

Ні в кого не викликає ніяких сумнівів в тому, що майбутній фахівець повинен, наприклад, розуміти та пояснювати недоліки та переваги лабораторних установок, різні методи інтерпретації експериментального дослідження тощо.

1. Вимірювання температурного коефіцієнту опору металу – поширене фізико-технічне завдання. Відома лабораторна установка для визначення температурного коефіцієнту опору металу включає наступне обладнання: прилад для вимірювання температурного коефіцієнту опору дрота, ампервольтооммер АВО 63, комплект з'єднувальних провідників, чашу з водою, чашу зі льодом, спиртовий термометр для вимірювання температури води, штатив.

Для визначення температурного коефіцієнту опору металу за допомогою даної установки дотримуються наступної послідовності дій. В стакан наливають воду та охолоджують її льодом або снігом, температура яких  $t = 0$  °С. При зниженні температури катушки до 0 °С вимірюють її опір  $R_{0^{\circ}\text{C}}$ . Потім холодну воду замінюють гарячою водою. Спостерігають за зміною температури катушки. Після встановлення температури вимірюють її опір  $R_{t^{\circ}}$ . Дослід повторюють декілька раз при різних температурах суміші холодної та гарячої води. Недоліками даної установки є наступне, а саме: ціна поділки термометра не дає можливості точно виміряти температуру мідного дрота, є певні складності зі зберіганням достатньої кількості льоду або снігу, необхідно мати декілька посудин для проведення експерименту, обмежені можливості дослідити зміну опору провідника при його нагріванні та охолодженні.

Деякі автори [6] застосовують гарячу воду і фіксують показання температури та опору під час охолодження метала.

В навчальній літературі розроблені загальні пояснення відносно обробки експериментальних даних під час виконання лабораторного практикуму. Температурний коефіцієнт опору метала розраховують для кожного дослідів за наступною формулою

$$\alpha = \frac{R_{t^{\circ}} - R_{0^{\circ}\text{C}}}{R_{0^{\circ}\text{C}} \cdot t^{\circ}}$$

Зазвичай, визначають середнє значення будь-якої досліджуваної фізичної величини, а значення температурного коефіцієнту опору мідного дрота не є винятком. Після обчислення середнього значення досліджуваної фізичної величини порівнюють її з табличним значенням. Шляхом порівняння розрахункового і табличного значень температурного коефіцієнту опору дрота оцінюють точність експериментального методу його визначення.

В інших джерелах пропонують межі абсолютної та відносної похибки вимірювань оцінити за відомими формулами для непрямих вимірювань.

2. Для обчислення [6] температурного коефіцієнту опору пропонують застосувати метод найменших квадратів; абсолютну та відносну похибки розраховують за формулами для непрямих вимірювань. Формулу залежності опору провідника від температури записують наступним чином

$$R = R_0(1 + \alpha t^\circ) = R_0 + At.$$

Далі будують графік залежності  $R(t^\circ)$  з кутовим коефіцієнтом  $A$ . Графік відсікає на осі ординат відрізок  $R_0$ . Температурний коефіцієнт опору розраховують за формулою  $\alpha = A/R_0$ .

3. Деякі автори [7, 8] пояснюють питання щодо обчислення температурного коефіцієнту опору метала згідно геометричного розуміння похідної, а саме: похідна дорівнює тангенсу кута нахилу графіка залежності  $R(t^\circ)$

$$\frac{dR}{dt^\circ} = R_0\alpha, \quad \tan \varphi = R_0\alpha \quad \Rightarrow$$

$$\alpha = \frac{1}{R_0} \tan \varphi.$$

В даних обчисленнях (див. п. 2, 3) температурного коефіцієнту опору метала є суттєві похибки у визначенні і кута нахилу графіка залежності  $R(t^\circ)$  і точки перетину експериментальної прямої з віссю ординат, що без сумніву значно впливає на кінцевий результат експерименту.

4. В електронних ресурсах [2] знаходимо також пояснення щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала за допомогою містка Уітстона.

5. Науковці [3, 4, 10, 11] акцентують увагу та виділяють графічний та аналітичний методи щодо обробки експериментальних даних з різних розділів курсу фізики. Існують комп'ютерні симуляції [12], які дозволяють виконати завдання лабораторного практикуму та обробити отримані дані графічним та аналітичним методами.

Аналітичний метод щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала полягає у визначенні експериментального параметру  $k$  та проведенні експериментальної прямої  $y = kx + b$ .

Значення експериментального параметру  $k$  (температурного коефіцієнту опору метала) визначають за наступною формулою

$$\alpha = k = \frac{\langle xy \rangle}{\langle x^2 \rangle},$$

де

$$\langle x^2 \rangle = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i^2, \quad \langle xy \rangle = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i y_i.$$

При графічному методі обробки експериментальних даних необхідно провести експериментальну пряму  $y = kx + b$ . В обраній нами системі координат на осях  $Ox$  та  $Oy$  відкладають значення допоміжних величин -  $x$  та  $y$ . Для вибраних нами координат кутовий коефіцієнт експериментальної прямої дорівнює температурному коефіцієнту опору метала. Температурний коефіцієнт опору метала розраховують за формулою

$$\alpha = k = \frac{\Delta y}{\Delta x}.$$

Далі виникає питання обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала, яке, на жаль, недостатньо обґрунтовано в лабораторному практикумі і вчителями загальноосвітніх навчальних закладів, і викладачами вищих навчальних закладів. Аналіз різноманітних методичних джерел свідчить про те, що дане питання є досить актуальним і сьогодні.

### Мета роботи

З'ясувати варіативні можливості графічного та аналітичного методів обробки результатів експерименту під час виконання лабораторного практикуму щодо дослідження температурного коефіцієнту опору метала під час навчання майбутніх інженерів з дисципліни «фізика».

### Виклад основного матеріалу та аналіз отриманих результатів

З'ясування варіативних можливостей графічного та аналітичного методів обробки результатів експерименту під час виконання лабораторного практикуму щодо дослідження температурного коефіцієнту опору метала

під час навчання майбутніх інженерів з дисципліни «фізика» доцільно проводити у декілька етапів під час виконання:

- домашньої самостійної роботи;
- аудиторної роботи щодо проведення експериментального дослідження та підготовки звіту про його виконання.

### **Самостійна робота майбутніх інженерів**

#### *I Завдання для самостійної роботи майбутніх інженерів*

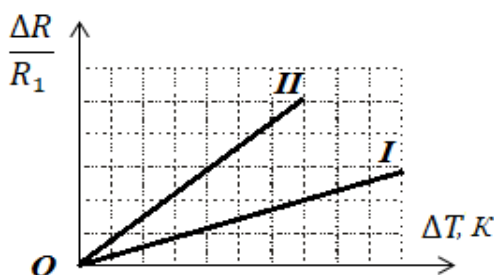
Завдання для самостійної роботи відповідають наступній дидактичній меті, а саме:

«Завдання 1. Дати відповіді на теоретичні запитання» необхідні для введення майбутніх інженерів в понятійно-термінологічне поле щодо усвідомлення ними закономірностей залежності опору провідника від температури;

«Завдання 2. Розв'язати задачі» допомагають зрозуміти майбутнім інженерам сенс теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала та здійснити планування варіативних можливостей графічного та аналітичного методів обробки результатів експерименту під час виконання лабораторного практикуму, зокрема, з даної теми дослідження.

#### *Завдання 1. Дати відповіді на теоретичні запитання*

1. Що розуміють під терміном «опір провідника»?
2. Від яких величин залежить електричний опір провідника?
3. Пояснити запис, який подано в довідковій таблиці: «Питомий опір міді дорівнює  $0,0172 \text{ (Ом} \cdot \text{мм}^2\text{)/м}$ ».
4. Чому збільшується опір металів при підвищенні температури?
5. В якому русі приймають участь електрони в металах?
6. Що розуміють під відносною зміною опору провідника?
7. Що розуміють під термічним коефіцієнтом опору матеріалу провідника?
8. Пояснити запис, який подано в довідковій таблиці: «Температурний коефіцієнт опору міді дорівнює  $0,0043 \text{ К}^{-1}$ ».
9. Чи можна використовувати наступний запис « $\Delta T = \Delta t^\circ$ , де  $[\Delta T] = \text{K}$ ,  $[\Delta t^\circ] = \text{°C}$ »?
10. Порівняти термічні коефіцієнти опору металевих провідників (див. рис. 1).



**Рис. 1.** Залежність відносною зміни опору провідника від зміни його температури

#### *Завдання 2. Розв'язати задачі.*

**Задача 1.** Температура розжарення вольфрамової нитки електричної лампи з опором 600 Ом становить 2530 °С. Обчислити її опір при температурі 0 °С. Термічний коефіцієнт опору матеріалу провідника дорівнює  $0,0048 \text{ К}^{-1}$ .

**Задача 2.** Опір платинового провідника при температурі 20 °С становить 20 Ом, а при температурі 500 °С - 59 Ом. Визначити за цими даними термічний коефіцієнт опору матеріалу провідника.

**Задача 3.** Внаслідок нагрівання провідника від 0 °С до 400 °С його опір став складати 250 % від початкового. Визначити за цими даними термічний коефіцієнт опору матеріалу провідника.

*III. Планування варіативних можливостей графічного та аналітичного методів обробки результатів експерименту під час виконання лабораторного практикуму щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала*

Для розв'язання кожної задачі майбутні інженери повинні отримати робочу формулу з метою

- проведення відповідних розрахунків згідно умови задач;
- усвідомлення можливих шляхів теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.

Отримання робочої формули під час розв'язання другої задачі домашньої самостійної роботи дає можливість розглянути перший спосіб теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.

При графічному методі обробки експериментальних даних необхідно відоме рівняння

$$R = R_0(1 + \alpha\Delta t^\circ)$$

застосувати для двох станів металевого дрота при різних температурах та записати наступну систему рівнянь

$$\begin{cases} R_1 = R_0(1 + \alpha\Delta t_1^\circ), \\ R_2 = R_0(1 + \alpha\Delta t_2^\circ). \end{cases}$$

Виключити із записаної вище системи рівнянь опір провідника ( $R_0$ ) при температурі  $t_0 = 0^\circ\text{C}$  та отримати вираз для температурного коефіцієнту опору метала наступним чином

$$\frac{R_1}{R_2} = \frac{1 + \alpha\Delta t_1^\circ}{1 + \alpha\Delta t_2^\circ}$$

$$\Delta t_1^\circ = t_1^\circ - t_0^\circ = t_1^\circ - 0^\circ\text{C} = t_1^\circ$$

та

$$\Delta t_2^\circ = t_2^\circ - t_0^\circ = t_2^\circ - 0^\circ\text{C} = t_2^\circ.$$

Записати формулу для визначення температурного коефіцієнту опору метала

$$\alpha = \frac{R_2 - R_1}{R_1 t_2^\circ - R_2 t_1^\circ}$$

а потім звести це рівняння до лінійної залежності  $y = kx + b$  та записати його наступним чином

$$R_2 - R_1 = \alpha(R_1 t_2^\circ - R_2 t_1^\circ).$$

Отже, можемо прийняти наступне для нашого дослідження

$$y = kx,$$

$$\text{де } y = R_2 - R_1, \quad k = \alpha, \quad x = R_1 t_2^\circ - R_2 t_1^\circ.$$

А тепер запишемо формули для визначення значень допоміжних величин –  $x$ ,  $y$ ,  $k$ ,  $b$  для побудови графіка лінійної залежності типу  $y = kx + b$

$$y = R_n - R_1, \quad x = R_1 \cdot t_n^\circ - R_n \cdot t_1^\circ,$$

$$k = \alpha, \quad b = 0.$$

Будемо вважати, що  $R_1$ - опір провідника при температурі  $t_1^\circ$ , а опір  $R_n$  - опір від  $R_2$  до  $R_{11}$  при температурах  $t_n^\circ$  (від  $t_2^\circ$  до  $t_{11}^\circ$ ).

Отримання робочої формули під час розв'язання третьої задачі домашньої самостійної роботи дає можливість розглянути другий та третій способи теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.

Розглянемо другий спосіб теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.

При графічному методі обробки експериментальних даних необхідно рівняння

$$R = R_0(1 + \alpha\Delta T)$$

застосувати для двох станів металевого дрота при різних температурах та записати наступну систему рівнянь

$$\begin{cases} R_1 = R_0(1 + \alpha\Delta t_1^\circ) \\ R_2 = R_0(1 + \alpha\Delta t_2^\circ) \end{cases}'$$

Дану систему рівнянь розв'яжемо методом підстановки та отримаємо наступний вираз

$$R_2 = R_0(1 + \alpha\Delta t_2^\circ) = \frac{R_1}{1 + \alpha\Delta t_1^\circ}(1 + \alpha\Delta t_2^\circ),$$

$$R_2 = \frac{R_1(1 + \alpha\Delta t_2^\circ) \cdot (1 - \alpha\Delta t_1^\circ)}{(1 + \alpha\Delta t_1^\circ) \cdot (1 - \alpha\Delta t_1^\circ)} = \frac{R_1(1 - \alpha\Delta t_1^\circ + \alpha\Delta t_2^\circ - \alpha^2\Delta t_1^\circ\Delta t_2^\circ)}{1 - \alpha^2(\Delta t_1^\circ)^2}.$$

Врахуємо, що

$$\alpha^2 \ll (\Delta t_1^\circ)^2 \quad \text{та} \quad \alpha^2 \ll \Delta t_1^\circ\Delta t_2^\circ$$

і тому

$$\alpha^2(\Delta t_1^\circ)^2 \rightarrow 0 \quad \text{та} \quad \alpha^2\Delta t_1^\circ\Delta t_2^\circ \rightarrow 0$$

і тоді отримаємо наступне рівняння

$$\frac{R_2}{R_1} - 1 = \alpha(t_2^\circ - t_1^\circ),$$

яке можна звести до лінійної залежності типу  $y = b + kx$  та записати формули для визначення значень допоміжних величин  $x, y, k, b$  для побудови графіка лінійної залежності типу  $y = kx + b$ .

$$y = \frac{R_n}{R_1} - 1, \quad x = \Delta T, \quad k = \alpha, \quad b = 0.$$

Вважати, що  $R_1$ - опір провідника при температурі  $t_1^\circ$ , а опір  $R_n$  - опір від  $R_2$  до  $R_{11}$  при температурах  $t_n^\circ$  (від  $t_2^\circ$  до  $t_{11}^\circ$ );  $\Delta T = T_n - T_1 = t_n^\circ - t_1^\circ$ .

*Розглянемо третій спосіб теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.*

Проаналізуємо визначення термічного коефіцієнту опору матеріала провідника, яке подано в навчальній літературі з фізики. «Коефіцієнт пропорційності між відносним приростом опору провідника  $((R_2 - R_1)/R_1)$  та зміною його температури  $(t_2^\circ - t_1^\circ)$  позначають  $\alpha$  та називають термічним коефіцієнтом опору матеріала провідника.

$$\alpha = \frac{\Delta R}{R_1} \cdot \frac{1}{\Delta T}.$$

Ми можемо дане рівняння звести до лінійної залежності типу  $y = b + kx$  та записати його наступним чином

$$\frac{\Delta R}{R_1} = \alpha\Delta T.$$

Запишемо формули для визначення значень допоміжних величин  $x, y, k, b$  для побудови графіка лінійної залежності типу  $y = kx + b$ .

$$y = \frac{\Delta R}{R_1}, \quad x = \Delta T, \quad k = \alpha, \quad b = 0.$$

Вважати, що  $\Delta R = R_n - R_1$ , де  $R_1$  – опір провідника при температурі  $t_1^\circ$ , а опір  $R_n$  – о пір від  $R_2$  до  $R_{11}$  при температурах  $t_n^\circ$  (від  $t_2^\circ$  до  $t_{11}^\circ$ );  $\Delta T = t_n^\circ - t_1^\circ$ .

*Зауваження! Формули для визначення значень допоміжних величин  $x, y, k, b$  для теоретичного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала можна отримати, якщо пригадати, вираз, який ми отримали за другим способом*

$$\frac{R_2}{R_1} - 1 = \frac{R_2 - R_1}{R_1} = \frac{\Delta R}{R_1} = \alpha(t_2^\circ - t_1^\circ) \Rightarrow$$

$$\frac{\Delta R}{R_1} = \alpha \Delta T.$$

А тепер систематизуємо формули для визначення значень допоміжних величин  $x$ ,  $y$ ,  $k$ ,  $b$  (див. табл. 1) для побудови графіка лінійної залежності типу  $y = kx + b$ .

**Таблиця 1** – Варіативне обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала

|                              |  |
|------------------------------|--|
| <i>Перший спосіб</i>         |  |
| $y = R_n - R_1, \text{ Ом}$  | $x = R_1 \cdot t_n^\circ - R_n \cdot t_1^\circ, \text{ Ом} \cdot \text{К}$ |
| $k = \alpha, \text{ К}^{-1}$ | $b = 0$  |
| <i>Другий спосіб</i>         |  |
| $y = \frac{R_n}{R_1} - 1$    | $x = \Delta T, \text{ К}$  |
| $k = \alpha, \text{ К}^{-1}$ | $b = 0$  |
| <i>Третій спосіб</i>         |  |
| $y = \frac{\Delta R}{R_1}$   | $x = \Delta T, \text{ К}$  |
| $k = \alpha, \text{ К}^{-1}$ | $b = 0$  |

***Аудиторна робота майбутніх інженерів***

*IV Планування та проведення експерименту щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала*

Доцільно провести аналіз існуючих методів проведення експерименту згідно різноманітних джерел інформації; відповідно до наявного обладнання вдосконалити експериментальне дослідження; запропонувати майбутнім інженерам продумати власний план проведення експерименту, підготувати установку тощо. За браком часу в роботі було використане відоме лабораторне обладнання.

Аналіз значень допоміжних величин  $x$ ,  $y$ ,  $k$ ,  $b$  щодо варіативного обґрунтування лінійної залежності для визначення температурного коефіцієнту опору метала (див. табл. 1) свідчить про те, що необхідно виміряти опір провідника за різних температур. Для проведення експерименту була використана камера мобільного телефону.

*V Підготовка звіту про виконання експериментального дослідження щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала*

*Зауваження!* Звіт про виконання експериментального дослідження бажано підготувати згідно трьох способів варіативного обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.

Для обробки експериментальних даних аналітичним та графічним методами щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала скористаємось можливістю функції аналітичності програми Microsoft Office.

Спочатку розглянемо аналітичний метод, а потім графічний метод визначення температурного коефіцієнту опору метала.

*Аналітичний метод визначення температурного коефіцієнту опору метала*

На рисунку 2 подано приклад оброблення результату експерименту аналітичним методом за відомими формулами, які подані вище, згідно першого варіативного способу обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала.

*Графічний метод визначення температурного коефіцієнту опору метала*

Ідея графічного методу обробки експериментальних даних була зазначена вище. На рисунку 3 подана графічна візуалізація визначення температурного коефіцієнту опору метала

За відомими методичними рекомендаціями [3, 4, 11] обчислили абсолютну та відносну похибки проведеного експериментального дослідження (див. табл. 3).



| $x = 91,4 \cdot t_n - R_n \cdot 42$ |       |                                  |       |         |           |          |  |
|-------------------------------------|-------|----------------------------------|-------|---------|-----------|----------|--|
| $t_n, ^\circ\text{C}$               | R, Ом | $^\circ\text{C} \cdot \text{Ом}$ | Ом    |         |           |          |  |
| Ом                                  | x     | $y = R_n - 91,4$                 | $x^2$ | $y^2$   | xy        |          | $k = \frac{\langle xy \rangle}{\langle x^2 \rangle}$           |
| 42                                  | 91,4  | 0                                | 0     | 0       | 0         |          | 0,004267078  |
| 43                                  | 91,7  | 78,8                             | 0,3   | 6209,44 | 0,09      | 23,64    | $\sigma_k = \frac{1}{\sqrt{n}} \sqrt{\frac{D(y)}{D(x)} - k^2}$ |
| 44                                  | 92,1  | 153,4                            | 0,7   | 23531,6 | 0,49      | 107,38   |  |
| 45                                  | 92,5  | 228                              | 1,1   | 51984   | 1,21      | 250,8    |  |
| 46                                  | 92,8  | 306,8                            | 1,4   | 94126,2 | 1,96      | 429,52   |  |
| 47                                  | 93,2  | 381,4                            | 1,8   | 145466  | 3,24      | 686,52   |  |
| 48                                  | 93,5  | 460,2                            | 2,1   | 211784  | 4,41      | 966,42   | $\epsilon_R = \frac{\sigma_k}{k} \cdot 100\%$                  |
| 49                                  | 93,7  | 543,2                            | 2,3   | 295066  | 5,29      | 1249,36  |  |
| 50                                  | 94,1  | 617,8                            | 2,7   | 381677  | 7,29      | 1668,06  |  |
| 51                                  | 94,4  | 696,6                            | 3     | 485252  | 9         | 2089,8   |  |
| 52                                  | 94,7  | 775,4                            | 3,3   | 601245  | 10,89     | 2558,82  |  |
| середнє                             |       | 385,6                            | 1,7   | 208758  | 3,9881818 | 911,8473 |  |

Рис. 2. Результат експерименту оброблено аналітичним методом згідно першого варіативного способу обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала

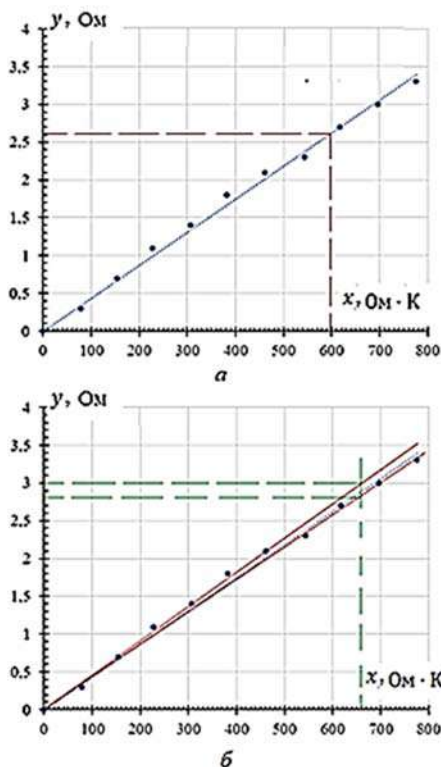


Рис. 3. Графічна візуалізація щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала згідно першого варіативного способу обґрунтування лінійної залежності

Таблиця 3 – Графічний спосіб щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала згідно першого варіативного способу обґрунтування лінійної залежності

| № п/п | Результати обробки експериментальних даних графічним методом  |
|-------|---|
| 1     | Кутовий коефіцієнт нахилу експериментальної прямої<br>$\bar{\alpha} = k = \frac{\Delta y}{\Delta x} = \frac{y_2 - y_1}{x_2 - x_1} = \frac{2,6}{600} = 0,00433 \text{ (K}^{-1}\text{)}.$ |
| 2     | Півширина довірчого інтервалу щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала<br>$\Delta\alpha = \frac{\delta\alpha}{\sqrt{n}} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ (K}^{-1}\text{)}.$      |
| 3     | Відносна похибка щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала<br>$\epsilon_\alpha = \frac{\Delta\alpha}{\bar{\alpha}} \cdot 100\% = 1,2 \text{ \%}.$                         |
| 4     | Результат визначення температурного коефіцієнту опору метала<br>$\alpha = \bar{\alpha} \pm \Delta\alpha = (4,33 \pm 0,05) \cdot 10^{-3} \text{ (K}^{-1}\text{)}$                        |

Обробку результату експерименту аналітичним, графічним методами згідно другого та третього варіативних способів обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала можна провести аналогічно.

Загальний результат проведеного експериментального дослідження щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала згідно першого варіативного способу обґрунтування лінійної залежності типу  $y = kx + b$  подано в таблиці 4.

**Таблиця 4** – Результат експерименту щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала з використанням середовища Excel

|   |                        |                            |  |
|---|------------------------|----------------------------|--|
| Результат щодо розрахунку температурного коефіцієнту опору метала аналітичним методом |                        |                            |  |
| $\bar{\alpha}, K^{-1}$  | $\Delta\alpha, K^{-1}$ | $\varepsilon_{\alpha}, \%$ | $\alpha = \bar{\alpha} \pm \Delta\alpha, K^{-1}$ |
| 0,00427   | 0,00008                | 1,9                        | $(4,27 \pm 0,08) \cdot 10^{-3}$                  |
| Рівняння експериментальної прямої   |                        |                            |  |
| $y = 0,00427x$  |                        |                            |  |
| Результат щодо розрахунку температурного коефіцієнту опору метала графічним методом   |                        |                            |  |
| $\bar{\alpha}, K^{-1}$  | $\Delta\alpha, K^{-1}$ | $\varepsilon_{\alpha}, \%$ | $\alpha = \bar{\alpha} \pm \Delta\alpha, K^{-1}$ |
| 0,00433   | 0,00005                | 1,2                        | $(4,33 \pm 0,05) \cdot 10^{-3}$                  |
| Рівняння експериментальної прямої   |                        |                            |  |
| $y = 0,00433x$  |                        |                            |  |

*VI Висновок до проведеного дослідження щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала згідно першого варіативного способу обґрунтування лінійної залежності*

В даній роботі лабораторного практикуму було проведено експериментальне дослідження щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала з використанням середовища Excel.

Кількість проведених дослідів дорівнює одинадцяти.

Аналітичний метод обробки експериментальних даних дає наступний результат

$$\alpha = \bar{\alpha} \pm \Delta\alpha = (4,27 \pm 0,08) \cdot 10^{-3} (K^{-1}).$$

Відносна похибка дорівнює

$$\varepsilon_{\alpha} = 1,9 \%$$

Обробка результатів вимірювання геометричним методом дала наступну відповідь

$$\alpha = \bar{\alpha} \pm \Delta\alpha = (4,33 \pm 0,05) \cdot 10^{-3} (K^{-1}).$$

Відносна похибка дорівнює

$$\varepsilon_{\alpha} = 1,2 \%$$

Результат щодо розрахунку температурного коефіцієнту опору збігається з табличними даними  $\alpha = 0,0043 K^{-1}$ .

### Висновки

1. В статті розглянуті варіативні можливості обробки результатів експерименту під час виконання лабораторного практикуму щодо дослідження температурного коефіцієнту опору метала під час навчання майбутніх інженерів з дисципліни «фізика».

2. В дослідженні з'ясовано, що по-перше, можна здійснили варіативне (трьома способами) обґрунтування лінійної залежності щодо визначення температурного коефіцієнту опору метала; по-друге, результати експерименту обробили графічним та аналітичним методами. В результаті за даними одного експериментального дослідження отримали шість відповідей. Такий підхід дає можливість формувати у майбутніх інженерів компетентності згідно програмних результатів освітнього процесу в системі підготовки майбутніх інженерів для галузі знань 13 - «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти, саме: «вміння обирати і застосовувати придатні типові методи досліджень (аналітичні, розрахункові, моделювання, експериментальні); правильно інтерпретувати результати таких досліджень та робити висновки».

3. Формулювання результатів навчання з фундаментальної (фізичної) підготовки в аспекті практичного спрямування освітнього процесу майбутніх інженерів сприяє поглибленню теоретичних знань з фізики, форму-

ванню цілісної системи знань, усвідомленню значення набутих знань для фахового їхнього зростання.

4. Проведене дослідження не висчерпує всі аспекти впровадження варіативних можливостей в контексті фахової підготовки майбутніх інженерів.

5. Отримані результати можуть бути використані для збагачення освітнього процесу з дисципліни «фізика» щодо підвищення практичного спрямування навчання фізики з метою поглиблення теоретичних знань майбутніх інженерів.

### Список літератури

1. Андреев А. М. Фізика. Лабораторні роботи з творчими завданнями : навчальний посібник / Андреев А. М., Осипов О. Ю. – Запоріжжя : Запорізький національний університет, 2012. – 228 с.
2. Вимірювання температурного коефіцієнту опору металів. – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – <https://naurok.com.ua/laboratorna-robota-vimiryuvannya-temperaturnogo-koeficienta-oporu-metaliv-75197.html>.
3. Лабораторные занятия по физике : учебное пособие / Гольдин Л. Л., Игошин Ф. Ф., Козел С. М. и др. ; под ред. Л. Л. Гольдина. – М. : Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1983. – 704 с.
4. Гуляева Л. В. Самостійна робота студентів під час виконання лабораторних робіт: практичний аспект. – Наукові записки. Ред. кол. : В. Ф. Черкасов, В. В. Радул, Н. С. Савченко та ін. – Вип. 179. – Серія : Педагогічні науки. – Кропивницький : РВВ ЦДПУ ім. В. Винниченка, 2019. – С. 130–135.
5. Закон України «Про вищу освіту». – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – URL: <https://zakon.rada.gov.ua/go/1556-18>
6. Измерение температурного коэффициента сопротивления меди. – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – [http://rl.odessa.ua/media/For\\_Liceistu/Physics/Labs\\_11F/4-05\\_Thermal\\_Coeff\\_of\\_Resisnance.pdf](http://rl.odessa.ua/media/For_Liceistu/Physics/Labs_11F/4-05_Thermal_Coeff_of_Resisnance.pdf).
7. Изучение зависимости сопротивления металлов от температуры. – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – [https://physics.nmu.org.ua/ua/To\\_students/Day\\_mode\\_of\\_study/Methodical\\_instructions\\_to\\_laboratory\\_works/Solid\\_state\\_physics/6\\_2\\_ru.pdf](https://physics.nmu.org.ua/ua/To_students/Day_mode_of_study/Methodical_instructions_to_laboratory_works/Solid_state_physics/6_2_ru.pdf).
8. Методичні вказівки до лабораторного практикуму з фізики. Розділ «Фізика твердого тіла». Частина 1. Для студентів інженерно-технічних спеціальностей денної форми навчання / Укладачі : В. Г. Корніч, С. В. Лоскутов, С. П. Луцин, В. К. Манько, С. В. Сейдаметов, Б. О. Серпецький. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2019. – 74 с.
9. Стандарт вищої освіти України для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія, спеціальності 136 – Металургія. Затверджений наказом Міністерства освіти і науки України від 04.10.2018 р. № 1072 – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – <https://mon.gov.ua/storage/app/media/vishcha-osvita/zatverdzeni%20standarty/12/21/136-metalurgiya-bakalavr.pdf>.
10. Сквайрс Дж. Практическая физика / Сквайрс Дж. ; пер. с англ. под ред. Е. М. Лейкина. – М. : Мир, 1971. – 246 с.
11. Соколов Є. П. Пошук фізичних закономірностей: навчальний комплекс / Соколов Є. П., Лозовенко О. А., – Запоріжжя : Видавничий дім «Гельветика», 2021. – 182с.
12. Татарчук Т. В. Комп'ютерна симуляція для виконання лабораторної роботи «Вивчення законів постійного струму» / Татарчук Т. В., Печерський М. В. Тиждень науки-21. Тези доповідей науково-практичної конференції, Запоріжжя, 19–23 квітня 2021 р. [Електронний ресурс] / Редкол. : В. В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2021. – С. 222–225.

Одержано 10.12.2022

## VARIABILITY OF EXPERIMENTAL DATA PROCESSING LABORATORY PRACTICUM

|             |  |
|-------------|--|
| Hulyaeva L. | PhD (pedagogy) Candidate of Pedagogical Sciences, Associate Professor of the Department of Physics of National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: gulyaeva.ludmila.vlad@gmail.com;</i> |
| Tolstov S.  | Student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: myevilpostcard@gmail.com;</i>   |
| Skrypka O.  | Student, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine <i>e-mail: skrypkaolexsandr@gmail.com</i>   |

## ВИЗНАЧЕННЯ ВМІСТУ ПІРОЛІТИЧНОГО ВУГЛЕЦЮ У КАМ'ЯНОМУ ВУГІЛЛІ ТА ПРОТИПРИГАРНИХ ДОБАВКАХ У ПІЩАНО-ГЛИНИСТІ СУМІШІ

|                 |   |
|-----------------|---|
| Іванов В. Г.    | д-р техн. наук, доцент, завідувач кафедри машин та технології ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: ivanov@zntu.edu.ua</i> ;     |
| Матвейшин М. В. | аспірант кафедри машин та технології ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: nmatveishin@gmail.com</i> ;                           |
| Каргінов В. П.  | головний експерт ТОВ «НПП «Союз», м. Дніпро, Україна, <i>e-mail: soyuz.ltd@gmail.com</i> ;  |
| Кудін В. В.     | канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри машин та технології ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, <i>e-mail: vadim.kudin1973@gmail.com</i> |

### Вступ

Покращення якості чавунних виливків при литті у піщано-глинисті форми пов'язано з усуненням пригару та інших поверхневих дефектів. Для цього у склад формувальних сумішей спеціально додають вуглецевмісні речовини (мелене вугілля, мазут, бітумну суспензію, кам'яновугільний пек, деревне борошно, кубовий залишок тощо), серед яких найрозповсюдженішим є саме кам'яновугільний мелений порошок [1, 2]. Однак часто його застосування не має необхідної ефективності, що пов'язують з недостатньою кількістю в складі піролітичного (блискучого) вуглецю, тобто вуглецю, що вигорає, а потім осаджується на поверхні кварцового піску, тим самим погіршує змочування і запобігаючи активній взаємодії металу з формувальною сумішшю. Додатково, за рахунок пластифікації та вигорання вугілля, зменшується напруження у формі і схильність до утворення ужимін на виливках [3]. Але, на жаль, вміст піролітичного вуглецю не визначається в практиці вітчизняного ливарного виробництва через відсутність прийнятої методики його визначення. Ефективність протипригарних добавок у ливарних цехах зазвичай оцінюють за показниками втрат при прожарюванні формувальних сумішей, яка повинна бути в межах 4–6 % [1]. Інші показники вугілля наведені в сертифікатах генетичних, технологічних та якісних характеристик, що видаються відповідними лабораторіями. Тому ефективність застосування вугільного порошку залишається непередбачуваним процесом.

### Постановка задачі

Визначення вмісту піролітичного вуглецю у вугіллі жирних та газових марок українських родовищ (Донецької, Дніпровської та Львівської областей) на можливість застосування у ливарному виробництві та у комплексних добавках для формувальних сумішей.

### Огляд літератури

Дія протипригарних добавок заснована на тому, що при заливанні металу у форму під дією високих температур відбувається термічне розкладання вуглецевмісних компонентів у формувальній суміші, що забезпечує створення відновлювальної атмосфери в порожнині форми і виділення піролітичного або «блискучого» вуглецю з осадженням його на поверхні зерна, що забезпечує зменшення змочуваності металом поверхні форми і таким чином зменшує пригар, а пластифікація вуглецевмісних добавок і часткове їх вигорання призводить до зниження термічної напруги у формі і дозволяє отримати додатковий протиужимний ефект [3, 4].

Як показала практика використання рідких вуглецевмісних добавок – мазуту, розчину кубових залишків та інших побічних продуктів виробництва нафти – суттєво погіршує як фізико-механічні властивості сумішей, так і санітарно-гігієнічні умови праці та часто є вимушеним кроком, внаслідок відсутності обладнання для підготовки вугілля або економії коштів на придбання готових порошоків, бо їх застосування [1, 2].

Тому кам'яновугільний порошок залишається майже безальтернативною протипригарною добавкою у формувальні суміші при виробництві чавунних виливків. Але не будь-яке вугілля для цього придатне. Воно повинно мати набір певних якостей, серед яких за даними робіт [3, 4] відзначають:

- низьку зольність і вміст сірки;
- високий вихід піролітичного (блискучого) вуглецю, (не нижче 8...12 %);
- високий вміст летких (32% і вище);
- певний інтервал пластичності (не нижче 90...100 °С ( $Y > 19...21$  мм));
- високий рівень спучування та забезпечення утворення міцного коксу та ін.

Аналізуючи вугілля українських родовищ, найбільше цим вимогам відповідають газові марки, в меншій мірі – довгополум’яні та жирні. Характеристика вугілля таких родовищ за даними робіт [4, 5] наведена у табл. 1.

**Таблиця 1** – Характеристика українського кам’яного вугілля

| Найменування показника                        | Значення показника            |
|---|-------------------------------|
|   | Павлоградське кам’яне вугілля |
| Марка вугілля                                 | «Г»                           |
| Зміст загальної вологи, %                     | 14,8                          |
| Вихід «блискучого» вуглецю, %                 | 9,2                           |
| Вихід летючих на без зольний стан, %          | 40,1                          |
| Вміст золи, %                                 | 6,5                           |
| Загальний вміст сірки, %                      | 1,19                          |
| Інтервал пластичного стану при нагріванні, °С | 325...408                     |
| Товщина пластичного шару, мм                  | 7                             |

У сучасній вітчизняній та зарубіжній практиці отримання виливків у сирих піщано-бентонітових формах все більшого поширення знаходять комплексні добавки – премікси, або компаунди. Такі компаундні композиції містять не менше 9...12 % «блискучого вуглецю» за рахунок чого такі премікси більш ефективно усувають пригар. При цьому застосування таких добавок додатково дозволяє стабілізувати властивості піщано-бентонітових сумішей, знижувати витрату формувальних матеріалів, покращувати умови автоматичного дозування компонентів суміші, а також суттєво підвищувати товарний вид виливків за рахунок зменшення дефектів форм та виливків. Відомі комплексні добавки: ANTRAPUR®(Німеччина) NAYVOC® (Швеція), Контрасанд (Україна) та ін. [6]. У складі таких преміксів містяться основні та допоміжні компоненти. До основних відносять мелений бентоніт і кам’яне вугілля, а до допоміжних – різні добавки, що підвищують вихід «блискучого вуглецю», стабілізують вологість, знижують в’язкість, подавляють виділення пилу та ін. [1]. Аналіз складу таких добавок показав, що вміст в їх складі меленого кам’яного вугілля є не менш 52...60 % [1, 2].

Усі комплексні добавки уявляють собою спеціальну суміш бентоніту і вуглецевого носія - високоякісного кам’яновугільного пилу з високим вмістом летючих в комбінації з вуглеводневими смолами. Такі суміші з бентонітом є вибухобезпечними та технологічними при використанні і дозуванні. Гранулометричний склад або фракція помелу комплексної добавки повинна відповідати фракції піску (табл. 2).

**Таблиця 2** – Гранулометричний склад преміксів [3]

|                   | 2,5 | 1,6 | 1,0 | 0,63 | 0,4 | 0,315 | 0,2  | 0,16 | 0,1  | 0,063 | 0,005 | Піддон |
|-------------------|-----|-----|-----|------|-----|-------|------|------|------|-------|-------|--------|
| №1 сірий ANTRAPUR | -   | -   | -   | -    | 3,6 | 0,6   | 3,2  | 2,6  | 6,8  | 27,2  | 42,0  | 14,0   |
| №2 чорний NAYVOC  | -   | -   | -   | -    | 6,8 | 4,8   | 13,0 | 12,2 | 12,2 | 14,4  | 19,4  | 17,2   |

Бентоніт у таких преміксах також повинен бути високоякісним, та не погіршувати як протипригарні властивості та і фізико-механічні властивості формувальної суміші.

Якості бентонітів, які використовуються у вітчизняних ливарних цехах присвячена велика кількість робіт [7–9]. Найбільш розповсюдженими є Костянтинівський і Дашуківський, а також в останні роки набувають популярності закордонні – Грузинський та Азербайджанський. Тому в залежності від виду бентоніту, що застосовується у формувальній суміші, бентоніт у преміксах повинен бути не гіршим за якісними показниками.

Для підвищення показника виходу піролітичного (блискучого) вуглецю у премікси додають дерев’яну смолу, деякі фракції кам’яновугільної смоли, синтетичні матеріали типу полістиролу, гільсонит та ін. [1, 2].

В Україні є також досвід розробки таких комплексних добавок [4–6]. Так, наприклад, ТОВ «НВП СОЮЗ» було розроблено спеціальну синтетичну комплексну протипригарну добавку нового покоління, комплексну добавку меленого вугілля, що отримала назву МК10лА або «Контрасанд», яка не поступається імпортованим аналогам [6].

### Матеріали і методи

Перед дослідження зразки вугілля піддавали сушінню до постійної маси при температурі 105...110 °С. Помелене та просушене вугілля піддавали просіюванню та відділяли фракцію 0,2 мм, яку і застосовували для визначення протипригарних характеристик.

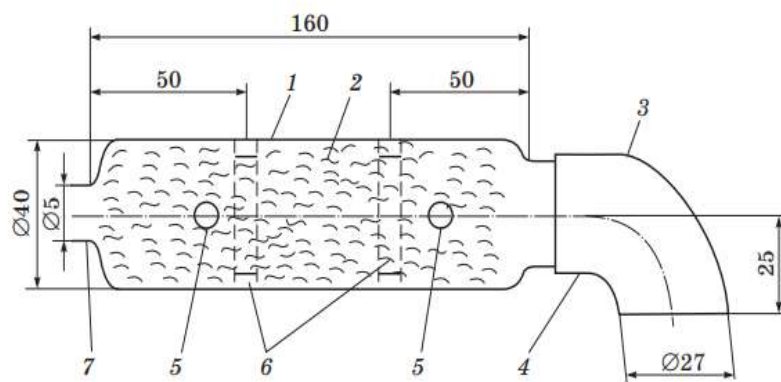
Для оцінки протипригарних властивостей приготували формувальні суміші з добавкою різного вугілля. Використовували сиру піщано-бентонітову формувальну суміш, склад якої наведено у табл. 3. З кожного приготованого варіанта суміші виготовляли форму для заливання чавуном.

**Таблиця 3** – Склад дослідної піщано-бентонітової суміші [1]

| Варіант складу формувальної суміші | Склад піщано-бентонітової суміші, масова частка, %       |   |      |                             |
|------------------------------------|--|---|------|-----------------------------|
|                                    | Пісок кварцовий марки 1К <sub>2</sub> О <sub>3</sub> 016 | Бентонітова глина марки П1Т <sub>1</sub> (КА) | Вода | Протипригарна добавка       |
| 0                                  | 90   | 10  | 3,5  | -                           |
| 1                                  | 85   | 10  | 3,5  | 5 (павлоградського вугілля) |
| 2                                  | 85   | 10  | 3,5  | 5 (донецького вугілля)      |
| 3                                  | 85   | 10  | 3,5  | 5 (львівського вугілля)     |
| 4                                  | 85   | 10  | 3,5  | 5 («Контрасанд»)            |

Для експериментів використовували прискорену методику визначення блискучого вуглецю та твердого залишку, прийняту в Німеччині та Польщі, відомою як MERKBLATT P-85. Цей спосіб заснований на визначенні маси дрібнокристалічного вуглецю, який беруть в облогу з газової фази протипригарного матеріалу, нагрітого до температури 850 °С.

Кількісне визначення виходу вуглецевих утворень із різних протипригарних добавок та формувальної суміші визначали за допомогою спеціального приладу (рис. 1).



**Рис. 1.** Схема приладу для кількісного визначення продуктів піролізу [10]

Прилад складається з 40 мм кварцової трубки 1, заповненої кварцовою ватою 2 і кварцового тигля 3 для випробуваної навішування. З одного боку трубка з'єднується з тиглем за допомогою шліфу 4, на іншому кінці є 5 мм отвір 7 для виходу газів. Для усунення пристінкового ефекту при русі газів у трубці встановлюються дві кільцеві діафрагми 6. Для здійснення аналізу прилад з наважкою поміщають у муфельну піч на підставці 5, де він витримується протягом 3 хв при температурі 850 °С. Потім прилад охолоджують в ексикаторі протягом 3 хв при температурі 203 °С. [10].

Додатково візуально оцінювали величину пригару на чавунних зразках, що відливалися в піщано-глинисті форми з добавкою дослідного вугілля, в кількості 5 % (мас. частка) після вибивання з ливарних форм та після очищення у сітчастому барабані протягом 5 хвилин. Частота обертання барабану 60 хв<sup>-1</sup>.

А також усі варіанти формувальною суміші піддавали дослідженню згідно ГОСТ 29234.13-91. Пески формовочные. Метод определения потери массы при прокаливании (не діючий згідно наказу від 14.12.2015 № 184 Про скасування міждержавних стандартів в Україні, розроблених до 1992 року).

Також вугілля та комплексні протипригарні добавки піддавали прожарюванню при температурі 900 оС протягом 15 хвилин для визначення втрати маси.

### Експерименти

Вихід «блискучого» вуглецю з досліджуваного матеріалу розраховували за формулою:

$$Y = \frac{m_2 - m_1}{m_3} \cdot 100 (\%), \quad (1)$$



де  $m_2$  – маса трубки приладу з адсорбованим вуглецевим утворенням, тобто. після досліду, г;  
 $m_1$  – маса порожньої (до початку досвіду) прожареної трубки, г;  
 $m_3$  – маса навішування аналізованого матеріалу, г (зазвичай 0,1...0,3 г).

Залиті зразки представлені на рис. 2.



**Рис. 2.** Зовнішній вигляд зразків чавуну залитих у воگی піщано-бентонітові форми:  
*a* – залиті ливарні форми; *б* – зразки чавуну після руйнування ливарної форми;  
*в* – зовнішній вигляд зразків чавуну після очищення в барабані;  
 0 – без додавання протипригарних добавок; 1 – додавання 5 % павлоградського вугілля;  
 2 – додавання 5 % донецького вугілля; 3 – додавання 5 % львівського вугілля;  
 4 – додавання 5 % «Контрасанд»

### Результати

Результати досліджень наведені у табл. 4.

**Таблиця 4** – Протипригарні властивості вугілля різних родовищ

| Найменування добавки               | Втрати при прожарюванні при температурі 900 °С, % | Вихід «блискучого» вуглецю», % |
|------------------------------------|---|--------------------------------|
| 1. Павлоградський                  | 40  | 5,5                            |
| 2. Донецький                       | 30  | 3,7                            |
| 3. Львівський                      | 40  | 4,9                            |
| 4. Комплексна добавка «Контрасанд» | 60  | 10,6                           |

### Обговорення

Встановлено, що зразки вугілля українських родовищ задовольняють необхідні вимоги не повною мірою. Якщо показники вмісту летких (30–40 %), сірки (1,0–1,6 %) та зольності (10–20 %) перебувають у прийнятній зоні, то значення виходу блискучого вуглецю (не більше 4...6 %) не відповідають необхідному рівню. Втрати при прожарюванні формувальних сумішей з цими вугіллями становили більше 7,0 %, а всі чавунні зразки, відлиті в піщано-бентонітові форми з добавкою цього вугілля, відрізнялися значним пригаром (рис. 2, зразки 1–3).

Виходячи з результатів експерименту для забезпечення високих протипригарних властивостей вугілля необхідно піддавати суттєвому доопрацюванню: модифікувати компонентами, що підвищують вихід блискучого вуглецю, поверхневу міцність та інші необхідні показники, не погіршуючи при цьому фізико-механічних характеристик формувальної суміші.

Найкращі результати показала комплексна присадка МК-10 «Контрасанд». Вихід піролітичного вуглецю був не менш 9...10 %, втрати при прожарюванні також були найвищі серед досліджуваних зразків, а зовнішній вигляд виливків відрізнявся відсутністю пригару (рис. 2, зразок 4).

### Висновки

Встановлено, що газові марки Павлоградського та Львівського родовищ мають порівняно кращі показники ніж жирне Донецьке вугілля. Однак показники виходу піролітичного вуглецю у всіх марок вугілля є не достатньо високими і не перевищують 4...6 %. Для забезпечення високих протипригарних властивостей вугілля українських родовищ необхідно піддавати суттєвому доопрацюванню: модифікувати компонентами, що підвищують вихід блискучого вуглецю, поверхневу міцність та інші необхідні показники, не погіршуючи при цьому фізико-механічних характеристик формувальної суміші.

### Список літератури

1. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия ; справочник. / Болдин А. М., Давыдов Н. И., Жуковский С. С. и др. – М. : Машиностроение, 2006. – 507 с.
2. Дорошенко С. П. Формувальні суміші: навч. посібник / С. П. Дорошенко. – К. : ІЗМН, 1997. – 140 с.
3. Кваша Ф. С. Современные углеродосодержащие противопригарные материалы для песчано-глинистых формовочных смесей. Состояние и перспективы / Ф. С. Кваша, Л. П. Туманова // Литейное производство. – 2003. – № 10. – С. 20–24.
4. Снисарь В. П. Противопригарные угольные добавки в песчано-бентонитовых смесях. Литье Украины / Снисарь В. П. – 2017. – 1 (197). – С. 5–9.
5. Макаревич А. П. Применение Павлоградского каменного угля в сырых песчано-бентонитовых смесях / Макаревич А. П., Федоров Н. Н. // Метал и литье Украины. – 2005. – №1–2. – С. 67–70.
6. Каргинов В. П. Повышение качества чугунного литья с использованием специальных углеродсодержащих добавок в песчано-глинистые смеси / Каргинов В. П., Иванов В. Г. // Литво. Металургія. 2019 : Матеріали XV Міжнародної науково-практичної конференції (21–23 травня 2019 р., м. Запоріжжя). – С. 108–110.
7. Снисарь В. П. Бентонит для литейного производства в 2019 году / Снисарь В. П. // Литье Украины. – 2019. – № 1. – С. 27–31.
8. Федоров Н. Н. Исследование термостойкости бентонитов украинских месторождений / Федоров Н. Н., Дорошенко С. П., Снисарь В. П. // Метал и литье Украины. – 2005. – № 5. – С. 45–70.
9. Исследование технологических свойств бентонитов различных месторождений. Компрессорное и энергетическое машиностроение / Иванов В. Г., Кузовов А. Ф., Малый А. В., Колос А. А. – 2015. – № 3(41). – С. 23–25.
10. Снисарь В. П. Определение выхода блестящего углерода в противопригарных добавках / Снисарь В. П. // Литье Украины. – 2017. – № 8. – С. 14–16.

Одержано 18.09.2022

## DETERMINATION OF PYROLYTIC CARBON CONTENT IN COAL AND OVER-BOUNDARY ADDITIVES IN SAND-CLAY MIXTURE

|               |  |
|---------------|--|
| Ivanov V.     | Dr. Sc., Associate Professor, Head of the Department “Machinery and Technology of Foundry”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: ivanov@zntu.edu.ua    |
| Matveishyn M. | Postgraduate Department “Machinery and Technology of Foundry” National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: nmatveishin@gmail.com                               |
| Kargynov V.   | Chief expert “NPP Soyuz ltd”, Donetsk highway, 124/147, Dnipro, Ukraine, e-mail: soyuz.ltd@gmail.com   |
| Kudin V.      | Cand. Sc., Associate professor of the Department “Machinery and Technology of Foundry”, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vadim.kudin1973@gmail.com |

## ПРО ОСОБЛИВОСТІ ФАЗОВИХ ПЕРЕХОДІВ В ТЕРМОДИНАМІЧНІЙ СИСТЕМІ Fe-Ni

Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: olshan@zpu.edu.ua;*

Золотаревський І. В. канд. фіз.-мат. наук, доцент, доцент кафедри фізики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: zolotarevsky.i@gmail.com*

В роботі [1], на основі аналізу експериментальних даних по впливу сильних магнітних полів на мартенситне  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, було висловлено припущення, що зародження мартенситної фази може відбуватися в локальних областях  $\gamma$ - фази з дезорієнтованими атомними магнітними моментами. Це можуть бути магнітні неоднорідності, збагачені атомами основного компонента – заліза, які мають тенденцію до антиферомагнітної взаємодії [2].

Метою даного повідомлення є пошук співвідношення між конкуруючими елементами в бінарній термодинамічній системі Fe-Ni, яка є основою багатьох сталей і спеціальних сплавів.

Згідно відомої кривої Бете-Слетера (рис.1) [2–4] в парамагнітній ГЦК-матриці обох елементів відбуваються магнітні фазові переходи другого роду різних типів (точка Нееля  $T_N$  в  $\gamma$ -залізі та точка Кюрі  $T_K$  в нікелі). При цьому, перетворення в обох системах відбуваються в малих кластерних зонах типу першої координаційної сфери. З часом в процесі перетворення кількість подібних кластерів збільшується, що приводить до збільшення ентропії в обох металах, а це уповільнює швидкість формування більш стабільного термодинамічного стану. Перебіг такого роду подій характеризується постійними значеннями інтегралів магнітної взаємодії  $A_{Fe}^{\downarrow\uparrow}$  та  $A_{Fe}^{\uparrow\uparrow}$  (позначки ( $\downarrow\uparrow$ ) і ( $\uparrow\uparrow$ ) символізують антипаралельну ( $\gamma$ -залізо) чи паралельну (Ni) орієнтацію векторів спінів електронів у 3d-смугах атомних будов у відповідних системах).

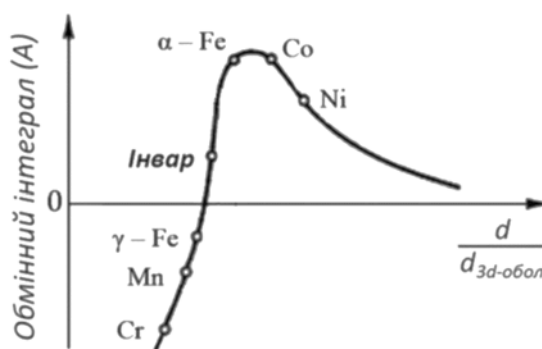


Рис. 1. Якісна залежність енергії обмінної взаємодії пари найближчих атомів  $A$  від відношення діаметра атома до діаметра незаповненої оболонки  $d/d_{3d-обол.}$  перехідних металів [2]

Інакше відбувається при додаванні Fe у чистий нікель. Інтеграл обмінної взаємодії змінюється до нульового значення (рис. 2). Те саме повинно відбуватися і з чистим  $\gamma$ - залізом при збільшенні у ньому концентрації Ni. Відповідно рис. 2 рівняння для  $A = f(c_{Ni})$  і  $A = f(c_{Fe})$  відповідають дійсним залежностям, бо істинні рівняння впливають зі схеми, яка представлена на рис. 3. При цьому перехід в ГЦК гратці від парамагнетизму до феромагнетизму у сингулярній точці ( $A \sim 0$ ) може тимчасово відповідати схемі  $\gamma_n \rightarrow \gamma_{af} + \gamma_\phi$  через невпорядковану структуру неколінеарних векторів електронних спінів. Це збуджений стан, який забезпечує своєрідний енергетичний поштовх для появи паралельної орієнтації спінових моментів (рис. 4).

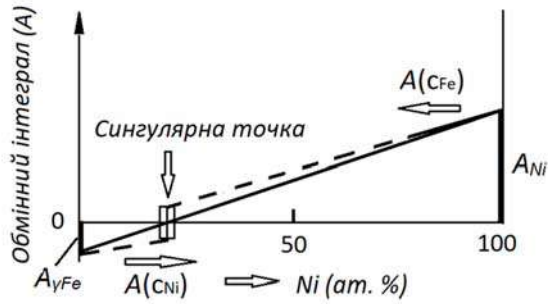


Рис. 2. Концентраційна залежність обмінного інтегралу  $A$  в ГЦК-структурі сплавів Fe-Ni в першому наближенні

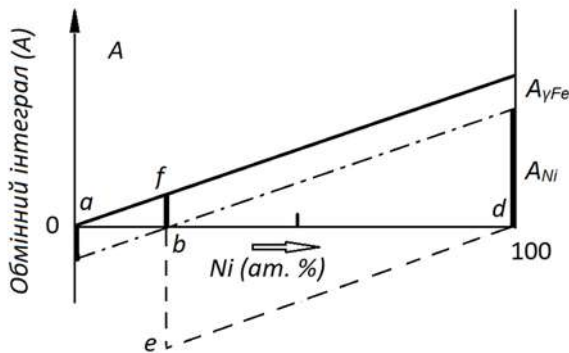


Рис. 3. Схема для графічного розрахунку концентрації нікелю і заліза в сингулярній точці

Розрахунки згідно цієї схеми дають такі оцінки концентрації нікелю і заліза в сингулярній точці:

$$c_{Ni} = \frac{ab}{ab+bd} = \frac{bf}{bf+be} = \frac{A_{\gamma Fe}}{A_{\gamma Fe} + A_{Ni}} = \frac{T_N}{T_N + T_K};$$

$$c_{Fe} = \frac{bd}{ab+bd} = \frac{be}{be+bf} = \frac{A_{Ni}}{A_{\gamma Fe} + A_{Ni}} = \frac{T_K}{T_N + T_K}.$$

Отже, враховуючи числові значення точки Нееля в  $\gamma$ -залізі (67 К [2]) і точки Кюрі в чистому нікелі (633 К [2–3]), отримаємо в ат. %:

$$c_{Ni} = 9,57\%; \quad c_{Fe} = 90,43\%.$$

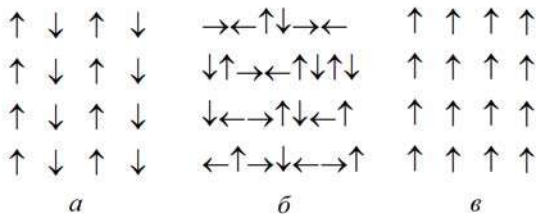


Рис. 4. Магнітна взаємодія атомних магнітних моментів в  $\gamma$ -Fe (а), в Ni (б) і в системі Fe-Ni в області сингулярної точки (в) – нестійка рівновага типу спінове скло

**Список літератури**

1. Золотаревский И. В. Мартенситное превращение в системах на основе составов Fe-Ni в сильных магнитных полях / Золотаревский И.В. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2020. – №. 2. – С. 22–29. DOI 10.15588/1607-6885-2020-2-3.
2. Седов В. Л. Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара / Седов В. Л. – М. : Наука, 1987. – 288 с.
3. Белов К. П. Упругие, тепловые и электрические явления в ферромагнитных металлах / Белов К. П. – М.-Л. : ГИТТЛ, 1951. – 256 с.
4. Золотаревський І. В. Інварні аномалії і мартенситне перетворення в сталях і стопах на основі Fe-Ni в сильному магнітному полі та без нього / Золотаревський І. В. // Металофізика і новітні технології – 2022. – Т. 44, № 2. – С. 159–174. DOI: 10.15407/mfint.44.02.0159

*Одержано 12.12.2022*

**ON THE PECULIARITIES OF PHASE TRANSITIONS IN THE  
Fe-Ni THERMODYNAMIC SYSTEM**

- |                  |  |
|------------------|--|
| Ol'shanetskii V. | Dr. Sc., Professor, Head of the Department of Physical Material Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: olshan@zp.edu.ua;</i> |
| Zolotarevsky I.  | Ph. D., Associate Professor of the Department of Physics, National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: zolotarevsky.i@gmail.com</i>         |

*Наукове видання*

**Нові матеріали і технології  
в металургії та машинобудуванні № 2/2022**

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 20.12.2022. Формат 60×84/8  
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 12,78  
Тираж 300 прим. Зам. № 932

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи  
ДК № 6952 від 22.10.2019