

Національний університет «Запорізька політехніка»

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

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ЧОТИРИ РАЗИ НА РІК

**№ 2'2023**

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя  
2023

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

УДК 669+621.002+621.002.3

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

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

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

Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

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

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

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

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

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

Промтранспорт. Рациональне використання металів;

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

## РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

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

**Редакційно-видавнича рада:** С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, А. Ю. Матюхін, Н. О. Савчук, К. С. Бондарчук, Н. 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 (НУ «Запорізька політехніка»), 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. 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. 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), Казахстан

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

PhD, eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and MachineDesign), 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 № 10 від 19 червня 2023 року.

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

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

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

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2023

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

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

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

Published articles are assigned a unique DOI digital object identifier.

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

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

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

## EDITORIAL TEAM

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

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

Dr. Sc., Professor Valeriy Naumyk (NU " Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine,

**Editorial and Publishing Council:** S. Byelikov, V. Ol'shanetskii, V. Naumyk, A. Matyukhin, N. Savchuk, K. Bondarchuk, N. Kobzar, N. Vysotska

### Members of the editorial board:

Dr. Sc. Vadim Shalomayev (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 E. Kalinina (DNU), Ukraine  
Dr. Sc. Sergey Gomenyuk (ZNU), Ukraine  
Dr. Sc. Sergey Grebenyuk (ZNU), Ukraine  
Dr. Sc. Dmitry Laukhin (PGASA), Ukraine  
Dr. Sc. Vladislav Mazur (NTUU "KPI"), Ukraine  
Corresponding Member NAS of Ukraine V. N. Fedirko (FMI named after G. V. Karpenko NAS of Ukraine)  
Dr. Sc. Zoya Duryagina (NU "Lviv Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Oleksiy Kachan (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Stepan Loskutov (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine

Dr. Sc. Georgiy Slynko (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. Volodymyr Pozhuev (NU "Zaporizhzhia Polytechnic"), Ukraine  
Dr. Sc. D. B. Hlushkova (KhNADU), Ukraine  
Dr. Sc. Volodymyr Danilchenko (Institute of Metal Physics named after G. V. Kurdyumov of the National Academy of Sciences of Ukraine)  
Dr. Sc. Michael Turchanin (DSMA), Ukraine  
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), Kazakhstan  
Doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Slovakia  
Ph.D., eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and Machine Design), 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 10, June 19, 2023.

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

**Computer design and layout:** N. Savchuk

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

## ЗМІСТ

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

<b>Касай П. О., Педаш О. О., Наумик В. В.</b> МІКРОСТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ПІСЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕННЯ, ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ ТА ТЕРМОБРОБКИ.....	7
<b>Грешта В. Л., Шаломєєв В. А., Джус А. В., Мітяєв О. А.</b> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ СРІБЛОМ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ NZ30K ДЛЯ ІМПЛАНТАТІВ ПРИ ОСТЕОСИНТЕЗІ.....	14
<b>Воденніков С. А., Скачков В. О., Воденнікова О. С., Гнатишак Р. В.</b> МЕТОДИКА ПРИСКОРЕНИХ ВИПРОБУВАНЬ МАТЕРІАЛУ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ НА ОСНОВІ БАГАТОФАЗНИХ СПЛАВІВ.....	20
<b>Іванов В. Г., Матвейшин М. В.</b> АНАЛІЗ ГРАФІТОВОЇ ФАЗИ У ВІДЦЕНТРОВИХ ЗАГОТІВКАХ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ.....	26

### КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<b>Міщенко В. Г., Беліков С. Б., Клімов О. В., Кріпак А. О., Тонконог Д. М., Корнієнко В. В., Харченко А. О.</b> СТВОРЕННЯ СПЕЦІАЛЬНОГО КОНСТРУКЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ МЕТОДОМ ПРОКАТУВАННЯ АСИМЕТРИЧНИХ ПАКЕТІВ ДЛЯ ВИРОБІВ ПОДВІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....	32
--	----

### ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<b>Лютий Р. В., Федоров М. М., Фесенко М. А., Люта Д. В.</b> РЕГУЛЮВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ ДОБАВКАМИ ФОСФАТІВ НАТРІУ.....	38
<b>Кузовов О. Ф., Сажнів В. М., Малий О. В.</b> НОВА ТЕХНОЛОГІЯ ЖИВЛЕННЯ КОВАЛЬСЬКИХ ЗЛИВКІВ.....	46

### МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<b>Наумик О. О., Тьомкін Д. О., Наумик В. В.</b> АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ЯКІСНИХ ПОКАЗНИКІВ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗДК-ВІ.....	51
<b>Сочава А. І., Мартовицький Л. М., Глушко В. І., Фролов Р. О., Задорожній О. А.</b> ДО РОЗРАХУНКУ ДЕТАЛЕЙ МАШИН НА ОПІР ВТОМИ.....	59
<b>Засовенко А. В., Фасоляк А. В.</b> МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДИНАМІКИ ПРУЖНОГО ПІВПРОСТОРУ З ЦИЛІНДРИЧНОЮ ПОРОЖНИНОЮ, ЯКА ПІДКРІПЛЕНА ОБОЛОНКОЮ, ПРИ ОСЕСИМЕТРИЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ.....	67

# CONTENTS

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

<b>Kasay P., Pedash O., Naumyk V.</b> MICROSTRUCTURE AND PHASE CONTENT OF INCONEL 718 SUPERALLOY PRODUCED VIA SELECTIVE LASER MELTING PROCESS, HOT ISOSTATIC PRESSING AND HEAT TREATMENT .....	7
<b>Greshta V., Shalomeev V., Dzhus A., Mityaev O.</b> STUDY OF THE INFLUENCE OF SILVER ALLOYING ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF MAGNESIUM ALLOY NZ30K FOR IMPLANTS IN OSTEOSYNTHESIS.....	14
<b>Vodennikov S., Skachkov V., Vodennikova O., Gnatishak R.</b> METHOD OF ACCELERATED MATERIAL TESTING METAL CONSTRUCTION BASED ON MULTIPHASE ALLOYS.....	20
<b>Ivanov V., Matveishyn M.</b> ANALYSIS OF THE GRAPHITE PHASE IN CENTRIFUGED BILLETS MADE OF HIGH-QUALITY CAST IRON.....	26

## STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

<b>Mishchenko V., Belikov S., Klimov O., Kripak A., Tonkonoh D., Kornienko V., Kharchenko A.</b> CREATION OF SPECIAL CONSTRUCTION MATERIAL USING THE ROLLING METHOD OF ASYMMETRICAL PACKAGES FOR DUAL-PURPOSE PRODUCTS.....	32
--	----

## TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

<b>Liutyi R., Fyodorov N., Fesenko M., Liuta D.</b> REGULATION OF THE PROPERTIES OF SAND-CLAY MOLDING MIXTURES BY SODIUM PHOSPHATE ADDITIONS.....	38
<b>Kuzovov O., Sazhnev V., Maly O.</b> NEW TECHNOLOGY FOR FEEDING BLACKSMITH INGOTS.....	46

## MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

<b>Naumyk O., Tomkin D., Naumyk V.</b> ANALYTICAL CALCULATION OF QUALITY INDICATORS ЖСЗДК-БИ FOUNDRY HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY.....	51
<b>Sochava A., Martovitskii L., Hlushko V., Frolov R., Zadorozhnii O.</b> TO THE CALCULATION OF MACHINE PARTS FOR FATIGUE RESISTANCE.....	59
<b>Zasovenko A., Fasoliak A.</b> MATHEMATICAL MODELING OF THE DYNAMICS OF AN ELASTIC HALF-MEDIUM WITH A CYLINDRICAL CAVITY REINFORCED BY A SHELL UNDER AXISYMMETRIC LOADS.....	67



*Колективу кафедри «Машини і технології ливарного виробництва»  
Студентам та викладачам спеціальностей «Машини та технологія ливарного виробництва» та «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів»*

У розпалі розбудови індустріального Запоріжжя знаменною подією для нашої «машинки» стало створення у травні 1933 року кафедри ливарної справи, яка ще у довоєнні роки підготувала десятки інженерів для зростаючої промисловості регіону.

Пройшло 90 років – повоєнні роки відбудови, шістдесяті – сімдесяті роки сталого розвитку, буремні 80-ті, що завершилися отриманням Україною незалежності, і наступні вже понад 30 років Незалежної України – кафедра «Машини і технології ливарного виробництва» залишається серед найбільш шанованих структурних підрозділів тепер вже Національного університету «Запорізька політехніка».

Ми завжди згадуємо потужну постать фундатора наукової школи – Юрія Августовича Шульте – єдиного науковця в Запорізькому краї, що став Лауреатом Державної премії в галузі науки і техніки, що виховав ціле покоління висококваліфікованих фахівців – ливарників, його учня і продовжувача – Валентина Васильовича Луньова, який понад 30 років керував кафедрою. Впевнені, що колектив кафедри продовжить добрі традиції наукової та освітянської діяльності під керівництвом молодого доктора наук Валерія Іванова.

У всі роки кафедра мала найкращий кадровий склад завдяки ефективній роботі аспірантури і докторантури: наукові і викладацькі кадри формувались випускниками саме кафедри. Видатними вченими та викладачами стали професори Е. І. Цивірко, Б. С. Сперанський, В. І. Гонтаренко, І. А. Гаревських, доценти Р. С. Беляков, Г. Ю. Шульте, О. О. Шерстюк, А. А. Шаломеев. І сьогодні кадровий склад кафедри забезпечує високі вимоги щодо акредитації спеціальностей.

У славетній історії кафедри – започаткування проведення перших у 80 роки минулого сторіччя Всесоюзних студентських олімпіад «Студент і науково-технічний процес», серед переможців яких було багато студентів-випускників кафедри, а згодом її викладачів.

Міжнародні науково-технічні конференції «Неметалеві включення та гази у ливарних сплавах» завжди збирали найбільш відомих вчених – ливарників як з України, так і багатьох країн.

Слід відзначити успішне впровадження освітньо-наукового рівня доктора філософії, про що свідчить захист перших в університеті PhD дисертацій, виконаних під науковим керівництвом проректора з НПП та МД професора Валерія Наумика.

Знання та досвід стали в нагоді представникам кафедри, щоб успішно виконувати обов'язки проректорів (Ю. А. Шульте, Б. С. Сперанський, Е. І. Цивірко, В. І. Гонтаренко) та деканів (заступників деканів) (Р. С. Беляков, А. А. Шаломеев, Є. І. Івахненко, Є. М. Парахневич).

Традиційно успішним є кар'єрне зростання випускників кафедри, які створюють основу інженерного корпусу підприємств Запорізького промислового комплексу.

І в святкові дні 90-річчя ми бажаємо колективу кафедри подальшої плідної роботи на науковій та освітянській ниві в ім'я подальшого розвитку Національного університету «Запорізька політехніка».

*Ректорат  
Профкоми  
Студентське самоврядування*

## СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

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

УДК 621.763:621.762.224:621.791.72

- Касай П. О. радник генерального директора АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: tb.ugmet@motorsich.com*, ORCID: 0000-0003-2181-8381
- Педаш О. О. канд. техн. наук, керівник бюро АТ «Мотор Січ» м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: tb.ugmet@motorsich.com*, ORCID: 0000-0003-1231-9951
- Наумик В. В. д-р техн. наук, професор кафедри машин і технологій ливарного виробництва, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: vnaumyk@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-0657-4510

### МІКРОСТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ПІСЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕННЯ, ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ ТА ТЕРМОБРОБКИ

**Мета роботи.** Вивчення мікроструктури та фазового складу зразків жароміцного нікель-хром-залізного сплаву Inconel 718, отриманих методом селективного лазерного сплавлення, що були піддані наступному гарячому ізостатичному пресуванню (ГПП) та стандартній термічній обробці, що полягала у високотемпературній гомогенізації та наступному двоступеневому довготривалому старінні.

**Методи дослідження.** Мікроструктурний аналіз та дослідження фазового складу проводили методами оптичної та сканувальної електронної металографії відповідно на оптичному та електронному мікроскопах.

**Отримані результати.** Вивчено структуру матеріалу зразків в стані побудови та встановлено, що вона характеризується поширеним сплавленням у вигляді дугоподібних ліній з наявністю епітаксимального росту стовбчастих дендритів. Після термічної обробки зміцнення в сплаві досягається в основному за рахунок виділення інтерметалідної  $\gamma''$ - фази типу  $Ni_3Nb$ . Металографічними дослідженнями встановлено, що активна сегрегація ніобію в міждендритні простори, в умовах високої швидкості кристалізації та в процесі наступної термічної обробки, призвела до формування в структурі сплаву орторомбічної  $\delta$ - фази пластинчастої морфології. Застосування ГПП перед стандартною для сплаву Inconel 718 термічною обробкою сприяє отриманню більш однорідної структури.

**Наукова новизна.** Одержано нові дані щодо фазового стану сплаву Inconel 718 після ГПП й термічної обробки. Вивчено тонку будову жароміцного сплаву системи нікель-хром-залізо, отриманого методом селективного лазерного сплавлення.

**Практична цінність.** Одержані результати розширюють можливості використання сплаву Inconel 718 та дозволяють визначити перспективи практичного застосування технології селективного лазерного сплавлення для виготовлення деталей авіаційного призначення.

**Ключові слова:** жароміцний сплав, структура,  $\delta$ - фаза,  $\gamma''$ - фаза, селективне лазерне плавлення, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка.

#### Вступ

Жароміцний сплав системи нікель-хром-залізо Inconel 718 з переважно інтерметалідно-карбідним зміцненням [1], був створений на початку 60-х років минулого століття в США [2], та знайшов широке застосування при виробництві дисків та турбінних лопаток з рівновісною структурою для авіаційних газотурбінних двигунів. У 1970-ті роки в США на долю сплаву Inconel 718 приходилося понад 50 % валового випуску

промислових жароміцних сплавів [3]. Зміцнення сплаву досягається за рахунок повільного (тривалість старіння за стандартним режимом сягає 16–20 годин) виділення інтерметалідного з'єднання нікелю з титаном й ніобієм. Сплав легко піддається обробці тиском й зварюванню. Через доволі високий рівень легування в сплаві зазвичай спостерігається сегрегація легуючих елементів в межах дендритних комірок, внаслідок чого сплав Inconel 718 характеризується значною хімічною й структурною неоднорідністю [4] з вельми великою

кількістю надлишкових фаз, а основне зміцнення здійснюється за рахунок виділення дисперсних часток метастабільної  $\gamma''$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , ОЦТ гратка), а додаткове зміцнення за рахунок  $\gamma'$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$ , ГЦК гратка),  $\delta$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , орторомбічна гратка), карбідів та карбонітридів [5].

Застосування високотемпературної гомогенізуючої термічної обробки дозволяє в значному ступені ліквідувати дендритну сегрегацію легуючих елементів й сформувати ізотропну мікроструктуру матеріалу деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів, що забезпечує їх тривалу працездатність. Проте усунути повністю сегрегацію легуючих елементів з низькою дифузійною рухомістю, що є однією з причин утворення ТПУ-фаз в процесі тривалого впливу високих температур, не вдається [6, 7]. Застосування методу селективного лазерного сплавлення (СЛС), що є одним з перспективних технологічних процесів виготовлення виробів для авіаційної й інших галузей промисловості [8–9], дозволяє суттєво знизити сегрегаційну неоднорідність матеріалу виробів з жароміцних сплавів. Основний об'єм досліджень в даній області присвячений виготовленню методом СЛС матеріалів, що мають полікристалічну структуру [10–14]. Дослідження в даному напрямку дозволять розвивати адитивні технології як для виробництва деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна, так і для їх відновлювального ремонту.

### Мета роботи

Вивчення мікроструктури й фазового складу зразків жароміцного сплаву Inconel 718, що були отримані методом селективного лазерного сплавлення, з наступними гарячим ізостатичним пресуванням (ГІП) та стандартною термічною обробкою.

### Матеріал і методика досліджень

Об'єктом дослідження слугували зразки жароміцного сплаву системи нікель-хром-залізо Inconel 718, що були отримані на 3D-установці лазерного сплавлення металевих порошків EOS M400 методом селективного лазерного сплавлення порошкової композиції цього сплаву. Для виготовлення зразків використовували гранули фракцією 15–45 мкм, отриманих методом газової атомізації струменя рідкого металу потоком інертного газу (аргону). Побудову зразків на установці здійснювали у двох напрямках – горизонтальному й вертикальному. В таблиці 1 представлено хімічний склад зразків, виготовлених із використаного сплаву Inconel 718. Процес селективного лазерного сплавлення відбувався в середовищі аргону з підігріванням платформи побудови (до 80 °С). На рис. 1 наведено зображення платформи побудови з отриманими методом СЛС зразками зі сплаву Inconel 718. Після відрізання зразків від платформи побудови їх піддавали ГІП при температурі 1160 °С впродовж 2,5...3 годин при тиску в газостаті 160 МПа. Надалі зразки піддавали стандартному [15] режиму вакуумної термічної обробки з високотемпературним нагрівом до 980 °С, витримкою в 1 годину, охолодженням еквівалентному охолодженню на повітрі та двоступеневому старінню

при 720 °С, з витримкою 8 годин, з подальшим зниженням температури до 620 °С з витримкою 8 годин і наступним охолодженням зі швидкістю еквівалентною охолодженню на повітрі.

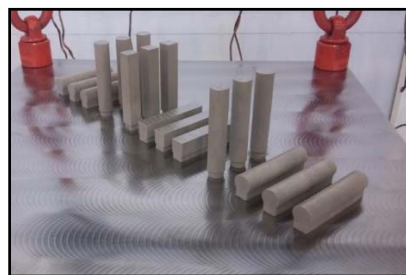
Дослідження мікроструктури та фазового складу виконували методом сканувальної електронної мікроскопії на електронному мікроскопі JEOL JSM 6360LA. Локальний хімічний аналіз проводили за допомогою приставки енергодисперсійного мікроаналізу Oxford X-MaxN 80T.

Кількісну та розмірну оцінку структурних складових проводили методом «Л» та «П» за ГОСТ 1778 з визначенням їх індексу I та середнього розміру ( $\bar{d}$ ). Окремо обчислювали карбіди типу MC, інтерметалідну  $\gamma''$  і надлишкову  $\delta$  фази.

**Таблиця 1** – Хімічний склад сплаву Inconel 718 [15]

Технологія виготовлення зразка	Вміст елементів (мас. %), %						
	C	Al	Ni	Ti	Nb	Cr	Mo
СЛС	0,06	0,59	52,0	0,95	5,13	17,9	3,0
Вимоги AMS 5662	≤ 0,08	0,2-0,8	50,0-55,0	0,65-1,15	4,75-5,50	17,0-21,0	2,8-3,3

Примітка: Fe – реїта.

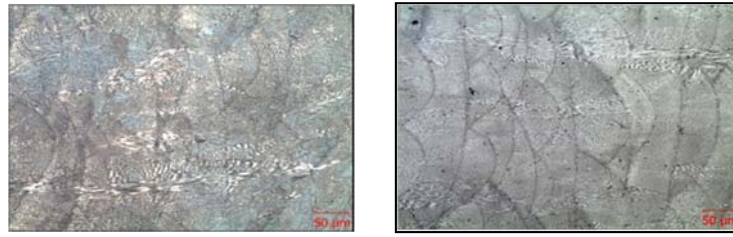


**Рисунок 1.** Платформа побудови із розташованими на ній зразками, що були виготовлені селективним лазерним сплавленням у горизонтальному й вертикальному напрямках

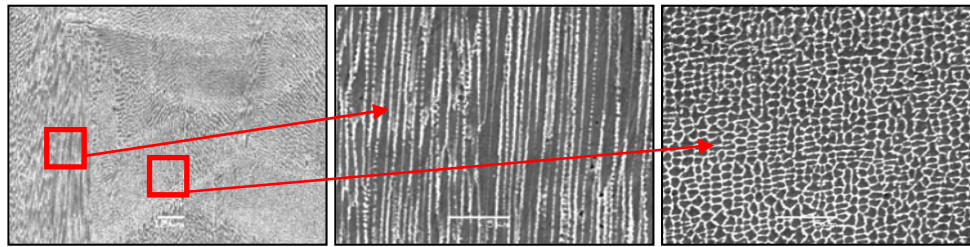
### Результати досліджень та їх обговорення

**Стан сплаву після селективного лазерного сплавлення.** Металографічними дослідженнями травлених шліфів встановлено, що в стані побудови мікроструктура матеріалу зразків, отриманих селективним лазерним сплавленням (що побудовані як в напрямку XY, так і в напрямку Z), являє собою дугоподібні лінії, що відображають морфологію мікророзплави розплаву котрі застигли й перекривають одна одну (рис. 2). Дугоподібна конфігурація ванни розплаву є наслідком розподілу енергії по перерізу лазерного променя за Гаусом [16, 17], коли поперечний переріз пучка лазера має правильну форму світлової плями. Висота цих зон становить приблизно 100 мкм. Деякі стовбчасті дендрити, напрямком яких співпадає з напрямком побудови, перетинає декілька шарів (мікророзплави), що свідчить про їх епітаксильний ріст (рис. 3). Висока швидкість кристалізації в процесі селективного лазерного сплавлення призвела також до утворення комірчасто-дендритної мікроструктури (див. рис. 3).





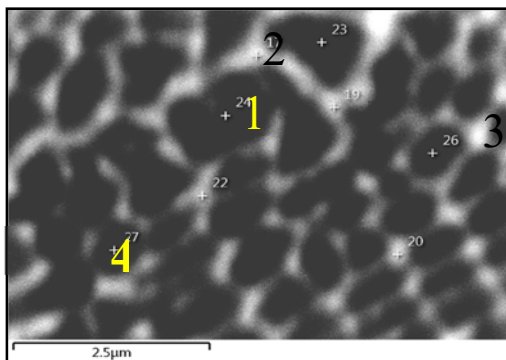
**Рисунок 2.** Мікроструктура СЛС-зразків в стані побудови (× 200):  
 а – горизонтальний напрямок, б – вертикальний напрямок



**Рисунок 3.** Мікроструктура СЛС-зразків в стані побудови: а – × 1000; б, в – × 5000

Ці структури з розміром декілька мікрометрів виявляються в межах кожного треку. Слід відмітити, що СЛС-технологія дозволила уникнути в зразках міжкристалітних тріщин, що зазвичай утворюються при зварюванні матеріалу такого типу й подальшому його швидкому охолодженні.

Рентгеноспектральний мікроаналіз показав (рис. 4), що під дією високих швидкостей охолодження ( $10^5 \dots 10^8$  °C/c. [18, 21]) в процесі селективного лазерного сплавлення відбувається внутрішньокристалічна ліквідація ніобію та, в меншому ступені, молібдену в зони між дендритними комірками.



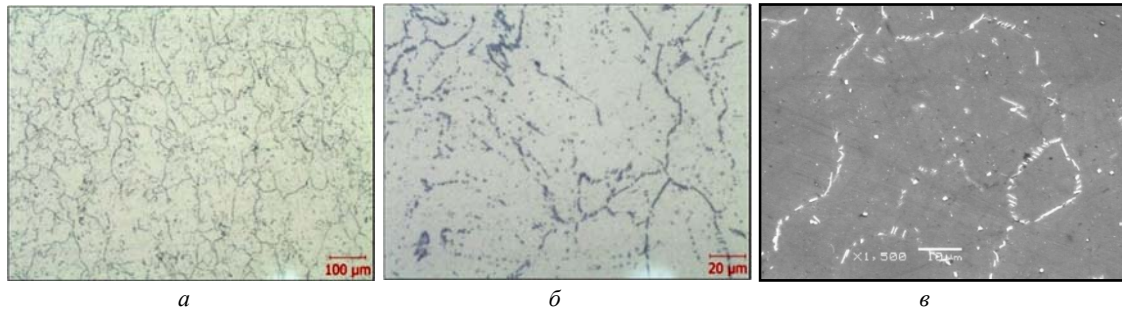
Точка	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0,54	1,09	19,7	18,5	51,8	5,22	3,09
2	0,64	1,08	18,8	17,6	50,9	7,48	3,49
3	0,67	1,13	19,2	18,1	50,8	6,43	3,67
4	0,65	1,05	19,7	18,2	51,9	5,08	3,34

**Рисунок 4.** Результати мікрорентгеноспектрального аналізу СЛС-зразків зі сплаву Inconel 718

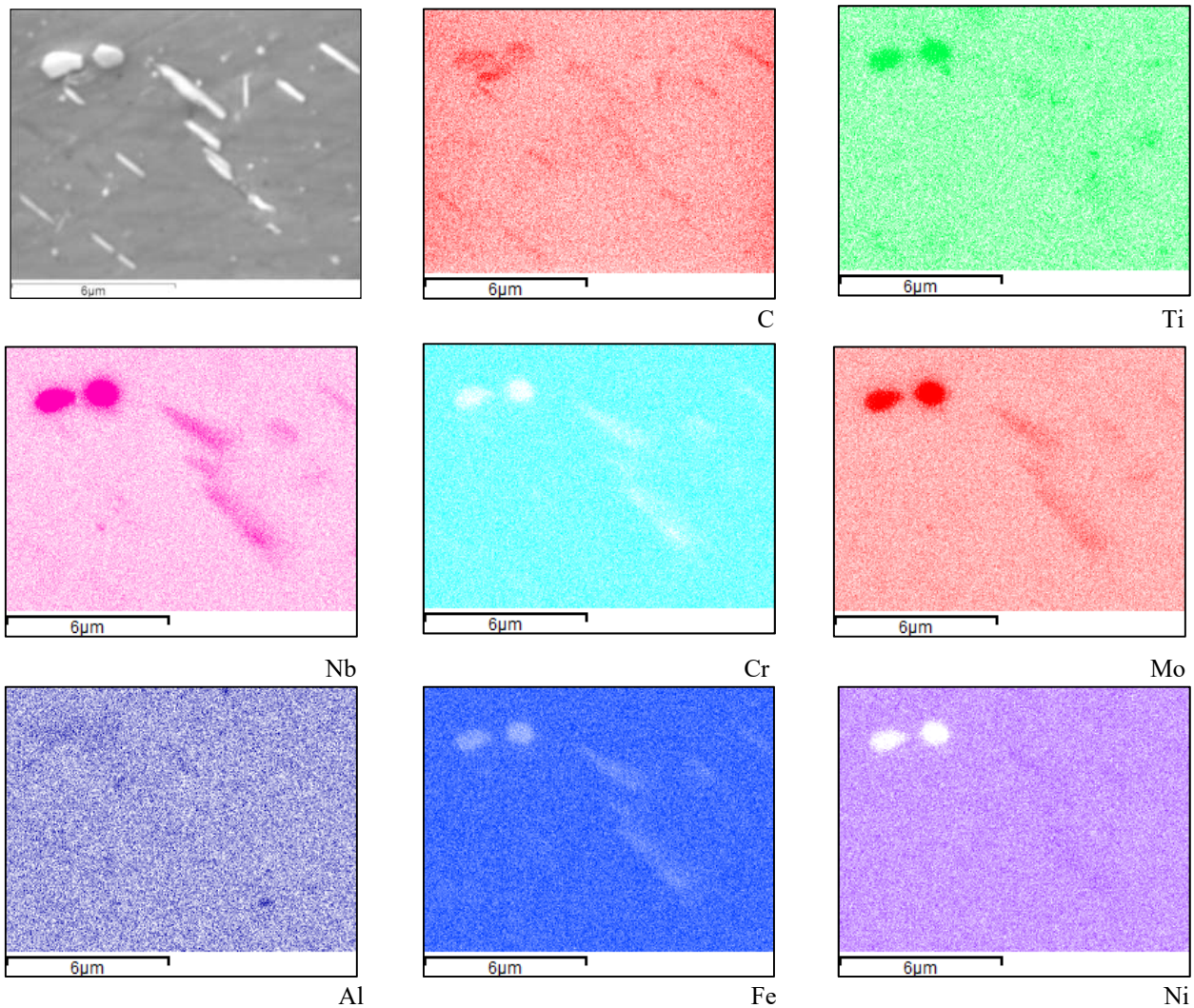
*Стан сплаву після ГП та термічної обробки.* Металографічні дослідження свідчать, що в процесі гарячого ізостатичного пресування з наступною термічною обробкою відбувається перекристалізація раніше сфо-

рмованої СЛС-структури дендритного характеру, відповідно вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення й отримання гомогенізованого твердого розчину (рис. 5). Ознак перегрівання (наявності оплавлень й розчинення фаз з формуванням пор) в мікроструктурі не виявлено.

Більш детальний аналіз методом сканувальної електронної мікроскопії дозволив встановити, що структура зразків, виготовлених у вертикальному й горизонтальному напрямках, є характерною для сплаву Inconel 718 після стандартної термічної обробки. Фазовий аналіз зразків усіх досліджуваних варіантів показав присутність в мікроструктурі основного Ni-Cr  $\gamma$ -твердого розчину з наявністю виділень зміцнювальної, інтерметалідної  $\gamma''$ -фази типу Ni<sub>3</sub>Nb. На рис. 6 представлені спектри мікрорентгеноспектрального аналізу, що були отримані від  $\delta$ -фази й карбідів типу MC відповідно. Активна сегрегація ніобію (рис. 6) в міждендритні простори в умовах високої швидкості кристалізації та в процесі наступної термічної обробки призвела до формування в структурі сплаву орторомбічної [1, 4]  $\delta$ -фази пластинчастої морфології, первинних карбідів типу MC, вторинних карбідів типу M<sub>6</sub>C й M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. При цьому в місцях розташування карбідів спостерігається збіднення на залізо, хром й нікель. Раніше [19] схожий тип карбідів MC було відмічено Сьобергом й визначено як (Nb<sub>0,9</sub>Ti<sub>0,1</sub>C). Хоча виділення  $\delta$ -фази дуже дрібні за розміром, елементні карти Nb, Ti й Ni свідчать про значний контраст в місцях їх розташування, вказуючи, що ці виділення збагачені цими елементами у порівнянні із матричною фазою. Слід відмітити, що зміцнення сплаву Inconel 718 досягається, в основному, за рахунок виділення впорядкованої  $\gamma''$  (Ni<sub>3</sub>Nb)-фази с.о.т. структурою [1, 2], а надлишкова орторомбічна  $\delta$ -фаза, за рахунок дифузії хрому та молібдену [4] зростає на виділеннях  $\gamma''$ -фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен й в середині їх.



**Рисунок 5.** Мікроструктура зразків, що були виготовлені методом 3D-принтингу із порошків сплаву IN718 після ГП й термічної обробки: *a* –  $\times 100$ , *б* –  $\times 500$ , *в* –  $\times 1500$



**Рисунок 6.** Розподіл елементів в структурі зразків сплаву Inconel 718, отриманих селективним лазерним сплавленням,  $\times 10000$

Проведення дослідження не показало наявності фаз Лавеса в структурі зразків. Ці фази зазвичай мають нерегулярну форму і є результатом сегрегації ніобію та інших легувальних елементів [20]. Відсутність фаз Лавеса може бути пов'язана з високою швидкістю кристалізації шарів порошку при СЛС-процесі [21]. Ще одним фактором їх відсутності може бути правильність обрання температури ГП, котра була достатньо

високою для їх розчинення, але не призвела до перегрівання структури сплаву.

Висока швидкість кристалізації при СЛС-процесі призвела до зменшення сегрегації елементів й створила умови для формування дрібнозеренної структури й фазового складу. Аналіз розподілення карбідів за розмірними групами дозволяє припустити, що основна частина карбідів в зразках належать до вторинних карбідів типу  $M_{23}C_6$ , про що свідчить те, що майже 95 %

карбідів у зразках мали розміри до 5 мкм (табл. 2). Карбіди характеризувалися сферичною або глобулярною формою, розташовувалися рівномірно за об'ємом на межах і в середині зерен основного  $\gamma$ - твердого розчину (рис. 5в). Явища коалесценції карбідних часток не виявлено.

Середній розмір  $\gamma''$ - фази  $d_{\gamma''}$  СЛС- зразках, отриманих з порошків газової атомізації (табл. 3), не перевищував 0,2 мкм. При цьому аналізом розподілення часток  $\gamma''$ - фази встановлено, що 80–85% їх кількості мали розміри, що не перевищували 2,5 мкм.

Середній розмір надлишкової  $\delta$ - фази  $d_{\delta}$  у СЛС-зразках суттєво перевищував розміри  $\gamma''$ - фази та карбідів означеного вище класу (табл. 3). Слід відмітити, що кількість її в структурі була значно вищою у порівнянні із іншими дисперсними фазами, що були присутні в сплаві. Різниця в кількості із  $\gamma''$ - фазою становила майже 8 разів. При цьому виділення  $\delta$ - фази набували форми дрібнодисперсних пластинок (в літературі іноді зазначають про голчасту морфологію  $\delta$ - фази) (рис. 5б, в, рис. 6). Ці пластинки розташовувалися дискретно в об'ємі матеріалу, переважно на межах зерен, і майже 80 % їх мали розміри до 2 мкм (табл. 3).

**Таблиця 2** – Вміст структурних складових та їх середній розмір у СЛС- зразках після ГПП та термічної обробки

Технологія	Карбіди		$\gamma''$ - фаза		$\delta$ - фаза		Кількість включень МС на 10 мм <sup>2</sup> площі шліфа				
	імс, ×10 <sup>-6</sup>	d <sub>МС</sub> , мкм	Г $\gamma''$ , ×10 <sup>-6</sup>	d $\gamma''$ , мкм	I $\delta$ , ×10 <sup>-6</sup>	d $\delta$ , мкм	У тому числі за розмірними групами, мкм				
							Усього	0...2,0	2,0...5,0	5,0...10,0	10,0...20,0
СЛС	469000	1,240	136400	0,162	1081000	1,615	3788* 100,0	2295 61,0	1282 34,0	191 5,0	20 1,0

Примітка. \*Чисельник – кількість карбідів МС та М<sub>23</sub>С<sub>6</sub>, знаменник – відсоток від загальної кількості.

**Таблиця 3** – Розподілення за розмірними групами інтерметалідної  $\gamma''$  - фази та надлишкової  $\delta$ - фази у СЛС-зразках після ГПП та термічної обробки

Технологія	Кількість включень $\gamma''$ - фази на 1 мм <sup>2</sup> площі шліфа					Кількість включень $\delta$ - фази на 1 мм <sup>2</sup> площі шліфа				
	У тому числі за розмірними групами, мкм					У тому числі за розмірними групами, мкм				
	Усього	0...1,25	1,25...2,50	2,50...5,0	5,0...10,0	Усього	0...2,0	2,0...5,0	5,0...10,0	10,0...20,0
СЛС	8417* 100,0	3924 47,0	3170 37,0	1241 15,0	82 1,0	6704* 100,0	5265 78,0	1358 20,0	51 1,0	30 1,0

Примітка. \*Чисельник – кількість відповідної, знаменник – відсоток від загальної кількості.

### Висновки

Методами оптичної та скануючої електронної мікроскопії встановлено, що структура матеріалу зразків в стані побудови характеризується пошаровим сплавленням у вигляді дугоподібних ліній з наявністю епітаксимального росту стовбчастих дендритів. Зміцнення в сплаві досягається в основному за рахунок виділення інтерметалідної  $\gamma''$ - фази типу Ni<sub>3</sub>Nb. Застосування ГПП та стандартної для сплаву Inconel 718 термічної обробки сприяє отриманню більш однорідної структури.

Профіль розподілення хімічних елементів в карбідних виділеннях, в частках  $\gamma''$ - і  $\delta$ - фази, отриманий методом рентгеноспектрального мікроаналізу показав, що висока швидкість кристалізації при СЛС- процесі, гаряче ізостатичне пресування та стандартна термічна обробка (гомогенізація та двоступеневе старіння) призвели до зменшення сегрегації елементів й створили умови для формування дрібнозеренної структури й фазового складу. Стандартним підрахунком параметрів структурних складових встановлено, що СЛС-зразки, виготовлені з порошків газової атомізації, характеризувалися високою дисперсністю  $\gamma''$ - та  $\delta$ - фаз.

### Список літератури

1. Симс Ч. Жаропрочные сплавы [Текст] / Ч. Симс, В. Хагель. – М. : Металлургия, 1976. – 568 с.

2. <https://patents.google.com/patent/US3046108A/en>
3. <https://ru.wikipedia.org/wiki/Инконель>
4. Симс Ч, Суперсплавы 2 / Ч. Симс, Н. Столофф, В. Хагель. – М. : Металлургия, 1995. – 384 с.
5. Radavich J. F., The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718 / Radavich J. F. // Metallurgy and Applications, TMS. – 1989. – P. 229–240.
6. The failure mechanism of 50 % laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behaviour of Laves phases during a tensile process / S. Sui, J. Chen, X.L. et al. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 91. – P. 2733–2740.
7. Lalvani H. M. Hot Forging of IN718 with Solution-Treated and Delta-Containing Initial Microstructures / H. M. Lalvani, J. W. Brooks // Metallogr. Microstruct. Anal. – 2016. – № 5. – P. 392–401.
8. Campanelli S. L., Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process / S. L. Campanelli, N. Contuzzi, A. Angelastro // New trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems, 2010. – P. 233–252.
9. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting / T. Trosch, J. Strößner, R. Völkl, U. Glatzel // Materials Letters. – 2016. – № 164. – P. 428–431.

10. Евгенов А. Г. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления / А.Г. Евгенов, М.А. Горбовец, С.М. Прагер // *Авиационные материалы и технологии*. – 2016. – № S1(43). – С. 8–15.
11. A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder / С. Zhong, J. Chen, S. Linnenbrink et al. // *Poprawe Materials and Design*, №107. – 2016. – P. 386–392.
12. Влияние технологий изготовления металлических порошков на структуру и свойства деталей, полученных селективным лазерным плавлением / А. А. Педаш, В. В. Ключихин, Н. А. Лысенко и др. // *Вісник двигунобудування*. – 2019. – № 2. – С. 31–39.
13. Вплив тривалих витримок на структуру і властивості зразків зі сплаву IN625, виготовлених методом селективного лазерного плавлення / Н. О. Лисенко, О. О. Педаш, В. В. Ключихін, П. О. Касай // *Сучасна електрометалургія*. – 2021. – № 4. – С. 38–44. <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.06>
14. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V / B. Song, S. Dong, B. Zhang et al. // *Materials & Design*. – 2012. – Vol. 35. – P. 120–125.
15. AMS 5662. Alloy bars, forgings, and rings, corrosion and heat resistant Nickel Base - 19Cr - 3.1Mo - 5.1(Cb + Ta) - 0.90Ti - 0.50Al. Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted, Solution Treated.
16. Аджамський С. В. Вплив технологічних параметрів СЛС-процесу на пористість металовиробів / С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. По-дольський // *Автоматичне зварювання*. – 2020. – № 10. – С. 14–20. <https://doi.org/10.37434/as-2020.10.03>
17. Качмарек Ф. Введение в физику лазеров / Качмарек Ф. ; пер. с польск. В. Д. Новикова, под ред. М. Ф. Бухенского – М. : Мир, 1980. – 540 с.
18. Mukherjee T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing / T. Mukherjee, W. Zhang, T. DebRoy // *Comp Mater Sci*. – 2017. – № 126. – P. 60–72.
19. Sjoberg G. Grain boundary  $\delta$ -phase morphologies, carbides and notch rupture sensitivity of cast alloy 718/ G. Sjoberg, N. G. Ingesten, R. G. Carlson // *Superalloys*. – 1991. – 718. – С. 603–620.
20. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718 / L. L. Parimi, G. A. Ravi, D. Clark, M. M. Attallah // *Mater. Charact*. – 2014. – № 89. – С. 102–111.
21. Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting / J.-P. Choi, G.-H. Shin, S. Yang et al. // *Powder Technol*. – 2017. – 310. – P. 60–66.

Одержано 15.05.2023

## MICROSTRUCTURE AND PHASE CONTENT OF INCONEL 718 SUPERALLOY PRODUCED VIA SELECTIVE LASER MELTING PROCESS, HOT ISOSTATIC PRESSING AND HEAT TREATMENT

- Kasay P. CEO advisor of JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhya, Ukraine, e-mail: [tb.ugmet@motorsich.com](mailto:tb.ugmet@motorsich.com), ORCID: 0000-0003-2181-8381
- Pedash O. Candidate of technical sciences, bureau chief of JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhya, Ukraine, e-mail: [tb.ugmet@motorsich.com](mailto:tb.ugmet@motorsich.com), ORCID: 0000-0003-1231-9951
- 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 Foundry Machines and Technology, doctor of technical sciences, professor, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [vnaumyk@gmail.com](mailto:vnaumyk@gmail.com), ORCID: 0000-0002-0657-4510

**Purpose.** Study of microstructure and phase content of Inconel 718 nickel-chromium-iron superalloy obtained via selective laser melting with subsequent hot isostatic pressing (HIP) and standard heat treatment with high-temperature homogenization and two-steps long term ageing.

**Research methods.** Microstructure analysis and phase content investigation was carried out with optical and scanning electronic metallography on optical and electronic microscope respectively.

**Results.** Material structure of in-built specimens are investigated that is characterized by layer-by-layer fusing in the form of arcuate lines with a presence of epitaxial growth of columnar dendrites. Strengthening of alloy is achieved after heat treatment, basically, due to intermetallic  $\gamma''$ - phase (with  $Ni_3Nb$  type) precipitation. With metallographic investigation showed that active segregation of niobium in interdendritic spaces, provided due high crystallization rate during selective laser melting and subsequent heat treatment, lead to forming orthorhombic  $\delta$ - phase in alloy structure with lamellar morphology. HIP application before standard for Inconel 718 heat treatment, promotes more homogeneous structure.

**Scientific novelty.** New data's was obtained for phase state of Inconel 718 alloy after HIP and heat treatment. Fine structure of Ni-Cr-Fe-superalloy obtained via selective laser melting was studied.

**Practical value.** *Obtained results expands possibilities for Inconel 718 alloy application and allow to determine perspectives of practical usage of selective laser melting process for aviation parts production.*

**Key words:** *superalloy, microstructure,  $\delta$ -phase,  $\gamma$ '-phase, selective laser melting, hot isostatic pressing, heat treatment.*

### References

1. Sims, Ch., Hagel, V. (1976). Zharoprochnyye splavy [Superalloys]. Moskva, Metallurgiya. [In Russian].
2. <https://patents.google.com/patent/US3046108A/en>
3. <https://ru.wikipedia.org/wiki/Инконе́ль>
4. Sims, Ch., Stoloff, N., Hagel, V. (1995). Super-splavy 2 [Superalloys 2] / Moskva, Metallurgiya, [in Russian].
5. Radavich, J. F. (1989). The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718, Metallurgy and Applications, TMS, 229–240.
6. Sui, S., Chen, J., Ming et al. (2017). The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behaviour of Laves phases during a tensile process, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 91, 2733–2740.
7. Lalvani, H. M., Brooks, J. W. Hot (2016). Forging of IN718 with Solution-Treated and Delta-Containing Initial Microstructures, Metallogr. Microstruct. Anal., 5, 392–401.
8. Campanelli, S. L., Contuzzi, N., Angelastro, A. (2010). Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process New trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems, 2010, 233–252.
9. Trosch, T., Ströbner, J., Völkl, R., Glatzel, U. (2016). Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting Materials Letters, 164, 428–431.
10. Yevgenov, A.G., Gorbovetz, M.A., Prager, S.M. (2016). Stuktura i mekhanicheskiye svoystva zharoprochnykh splavov VZh159 i EP648, poluchennykh metodom selectivnogo lasernogo splavleniya [Structure and mechanical properties of VZh159 and EP648 superalloys obtained by Selective Laser Melting process] Aviatzionnyye materialy i tehnologii [Aviation materials and technologies], S1(43), 8–15, [in Russian].
11. Zhong, C., Chen, J., Linnenbrink, S. Et al. (2016). A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder, Poprawe Materials and Design, 107, 386–392.
12. Pedash, A. A., Klochikhin, V. V., Lysenko, N. A. et al. (2019). Vliyaniye tehnologiy izgotovleniya metallicheskih poroshkov na strukturu i svoystva detaley, poluchennykh selektivnym lazernym plavleniyem [Influence of the powder manufacturing technique on the structure and properties of the CJIC-parts]. Visnik dvigunobuduvannya [Herald of aeroenginebuilding], 2, 31–39, [in Russian].
13. Lysenko, N. O., Pedash, O. O., Klochykhin, V. V., Kasai, P. O. (2021). Vplyv tryvalykh vytrymok na strukturu i vlastyivosti vrazkiv zi splavu IN625, vygotovlennykh metodom selectivnogo lazernogo plavleniya [Influence of long-term soaking on the structure and properties of IN625 alloy samples made by selective laser melting]. Suchasna electrometallurgia [Modern Electrometallurgy], 4, 38–44, [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.06>
14. Song, B., Dong, S., Zhang, B., Liao, H., Coddet, C. (2012). Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V Materials & Design, 35, 120–125.
15. AMS 5662. Alloy bars, forgings, and rings, corrosion and heat resistant Nickel Base - 19Cr - 3.1Mo - 5.1(Cb + Ta) - 0.90Ti - 0.50Al. Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted, Solution Treated.
16. Adjamskiy, S. V., Kononenko, G. A., Podolskiy R. V. (2020). Vplyv technologicznykh parametrov CJIC-processu na poristist' metalovyboriv [Influence of technological parameters of CJIC-process on porosity of metal products], Avtomatychnye zvariuvannya [Automatic welding], 10, 14–20 DOI: <https://doi.org/10.37434/as-2020.10.03>
17. Kachmarek, F. (1980). Vvedeniye v fiziku lazerov [Introduction in laser physics] Moskva, Mir. [In Russian].
18. Mukherjee, T., Zhang, W., DebRoy, T. (2017). An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. Comp Mater Sci., 126, 60–72.
19. Sjöberg, G., Ingesten, N. G., Carlson, R. G. (1991). Grain boundary  $\delta$ -phase morphologies, carbides and notch rupture sensitivity of cast alloy 718. Superalloys, 718, 603–620.
20. Parimi, L. L., Ravi, G. A. Clark, D. Attallah, M. M. (2014). Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. Mater. Charact., 89, 102–111.
21. Choi, J.-P., Shin, G.-H., Yang, S. et al. (2017). Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting. Powder Technol., 310, 60–66.

УДК 669.721.5

- Грешта В. Л. канд. техн. наук, професор, ректор Національного університету «Запорізька політехніка», професор кафедри фізичного матеріалознавства, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: greshtaviktor@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Шаломєєв В. А. д-р техн. наук, професор, проректор з наукової роботи, професор кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6091-837X
- Джус А. В. асистент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: anna-92@ukr.net, ORCID: 0000-0002-6474-0732
- Міт'яєв О. А. д-р техн. наук, професор, зав. кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: mityaev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-9034-1359

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ СРІБЛОМ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ NZ30K ДЛЯ ІМПЛАНТАТІВ ПРИ ОСТЕОСИНТЕЗІ

**Мета роботи.** Вивчення впливу легування сріблом магнієвого сплаву NZ30K на його механічні властивості для застосування у виготовленні біодеградуємих імплантатів.

**Методи дослідження.** Границю міцності та відносне видовження зразків визначали на розривній машині P5 при кімнатній температурі. Мікроструктуру зразків досліджували з використанням оптичного електронного мікроскопу «Carl Zeiss» із застосуванням програмного забезпечення «Observer.D1m». Використано зразки після травлення реактивом, що містить 1% азотної кислоти, 20% оцтової кислоти, 19% дистильованої води, 60% етиленгліколю. Фрактографічний аналіз зламів зразків проводили на електронному скануючому мікроскопі «JSM-6360LA». Фазовий аналіз структурних складових магнієвих сплавів вивчали на електронному мікроскопі – мікроаналізаторі з енергодисперсійною приставкою PEMA 202M та PEMA 16I. Дослідження на біокорозію проводили шляхом витримки зразків у розчині гелофузіну – штучного замітника крові впродовж 2, 4, 6 тижнів, з використанням термостату TC-20 MICROmed.

**Отримані результати.** Показано, що срібло входило до складу комплексно легуваних інтерметалідних фаз, які були додатковими центрами кристалізації. При цьому середній розмір зерна знижується майже втричі порівняно з вихідним сплавом. Встановлено, що оптимальний комплекс властивостей досягається введенням 0,1% Ag, водночас, границя міцності підвищується на 7,9%, а відносне видовження збільшується майже вдвічі. Встановлено, що магнієвий сплав зі сріблом (0,1%) сповільнює біокорозійні процеси та сприяє збереженню високого рівня границі міцності ( $\sigma_B = 205 \text{ МПа}$ ) після витримки впродовж 6 тижнів у розчині гелофузіну. Отже, срібло є перспективним матеріалом для покращення структури та підвищення рівня механічних властивостей біодеградуємих імплантатів із магнієвих сплавів.

**Наукова новизна.** Визначено вміст срібла для легування сплаву NZ30K, що становить 0,1% Ag, при якому формується оптимальне співвідношення показників міцності та пластичності, подрібнення зеренної структури, а також уповільнення біокорозійних процесів.

**Практична цінність.** Сплав NZ30K з додаванням 0,1% срібла є перспективним для використання у виготовленні імплантатів. Досліджений сплав забезпечує необхідний рівень властивостей до повної консолідації перелому.

**Ключові слова:** сплав NZ30K, срібло, мікроструктура, механічні властивості, біокорозія, імплантат.

### Вступ

Остеосинтез – є найбільш поширеним хірургічним методом лікування кісток, причому стабільність фіксації перелому значною мірою обумовлює позитивний кінцевий результат. На сьогодні, найбільш поширеними матеріалами для виготовлення імплантатів при остеосинтезі є титанові сплави, корозійностійкі сталі та кераміка.[1].

В той же час, використання металевих імплантатів для остеосинтезу пов'язане із низкою можливих проблем. Це, наприклад, алергія на метал, асептичне запалення та металози. Обмеженням для використання металевих біоматеріалів є виділення токсичних іонів або частинок металів внаслідок проходження корозійних процесів або зношування, які

призводять до запалень. Водночас, вони спричиняють зниження біосумісності та лізис кісткової тканини [2, 3]. Крім того, модулі пружності цих сплавів не відповідають аналогічним показникам кісткової тканини. Використання фіксаторів із біоінертних металів для остеосинтезу обумовлює проведення повторного хірургічного втручання, спрямованого на видалення імплантата. Це сприяє збільшенню загальних термінів стаціонарного лікування і тимчасової непрацездатності хворих. У зв'язку з цим досить актуальним є пошук матеріалів, які могли б розчинитися в організмі людини, що дозволило б уникнути видалення фіксувальних пристроїв [4].

Для цього необхідно використовувати біодеградовні матеріали, зокрема магнієві сплави, що за своїми характеристиками міцності є придатними для виготовлення різних типів імплантатів. Магній – життєво важливий хімічний макроелемент (0,2 % маси тіла людини), що вважається нетоксичним, депонується у кістковій тканині [5], має високі показники біосумісності, біодеградації, абсорбуємістості, але низькі рівні механічних властивостей, що обмежує його використання [6]. Перспективним матеріалом можуть бути леговані магнієві сплави, які мають механічні властивості, що наближені до рівня границі міцності та модуля пружності кісток [7].

Для забезпечення необхідного рівня властивостей магнієвих сплавів, зокрема показників міцності та модуля пружності, як у вихідному стані, так і після корозійного впливу, проводять його додаткове легування. Для легування необхідно обирати елемент, який буде біологічно сумісним з організмом людини та не буде чинити токсичної дії. Перспективним елементом для цього може бути срібло, яке згідно діаграм стану [8], може утворювати ряд твердих розчинів, інтерметалідні фази та впливати на структуру, подрібнювати її, наслідком чого є поліпшення комплексу механічних властивостей. Крім того, відомо, що срібло має виражені дезінфікуючі властивості. Іони срібла є хімічно активними, легко зв'язуються з негативно зарядженими білками РНК, ДНК, іонами хлору тощо. Саме ця властивість є в основі дії антибактеріального механізму.

Зараз, широко використовують срібло у фармацевтиці (нітрат та сульфадіазин срібла), стоматології (для виготовлення амальгам), для очищення води, виготовлення ювелірних виробів. Срібні розчини повністю знищують збудників шигельозу, черевного тифу, паратифів, холери [9]. Срібло є ефективним проти 650 видів бактерій, які не набувають до нього стійкості, на відміну від практично усіх антибіотиків [10]. Насьогодні відсутні експериментальні дані щодо впливу добавок срібла на рівень механічних властивостей, тому у даному дослідженні вивчали вплив легування сріблом магнієвого сплаву NZ30K (0,05%Ag, 0,1%Ag, 0,2 %Ag).

## Мета роботи

Для фіксації переломів кісток необхідне використання спеціальних пластин, які встановлюються при проведенні оперативного втручання. Для уникнення проведення повторних операцій задля вилучення таких пластин, доцільним є використання біодеградовних сплавів. Метою даної роботи є вивчення впливу легування сріблом магнієвого сплаву NZ30K на його механічні властивості, а також стійкість до впливу біосередовища, для застосування у виготовленні біодеградовних імплантатів.

## Матеріал і методика досліджень

В процесі досліджень магнієві сплави виплавлялись в індукційній тигельній печі типу ИМП-500 за серійною технологією. Рафінування розплаву проводили флюсом ВІ-2 у роздатковій печі з подальшим порційним відбором металу, в який вводили зростаючу кількість чистого банківського срібла проби 999,9 у злитках, та заливали у піщано-глинисті форми для отримання стандартних зразків з робочим діаметром 12 мм. Паралельно досліджували магнієвий сплав NZ30K без добавок (табл. 1). Зразки для механічних випробувань проходили термічну обробку у печах типу Бельвю та ПАП-4М за режимом: нагрів до 540<sup>±5</sup>°С, витримка 10 год., охолодження на повітрі та старіння при 205<sup>±5</sup>°С, витримка 12 год, з охолодженням на повітрі.

**Таблиця 1** – Хімічний склад сплаву NZ30K, ДСТУ ISO 16220:2008

Вміст легувального елементу, % мас.				не більше %, мас.
Zn	Zr	Nd	Mg	Fe
0,1-0,7	0,4-1,0	2,2-2,8	основа	0,01
Вміст домішок, не більше %, мас.				
Si	Ni	Al	Cu	Be
0,03	0,005	0,02	0,03	0,001

Границю міцності та відносне видовження зразків визначали на розривній машині Р5 при кімнатній температурі. Мікроструктуру зразків досліджували з використанням оптичного електронного мікроскопу «Carl Zeiss» із застосуванням програмного забезпечення «Observer.D1m». Використано зразки після дистильованої води, 60 % етиленгліколю, травлення реактивом, що містить 1 % азотної кислоти, 20 % оцтової кислоти, 19 % дистильованої води.

Фрактографічний аналіз зламів зразків проводили на електронному скануючому мікроскопі «JSM-6360LA». Фазовий аналіз структурних складових магнієвих сплавів вивчали на електронному мікроскопі – мікроаналізаторі з енергодисперсійною приставкою РЕММА 202М та РЕМ 16И.

Дослідження на біокорозію проводили шляхом витримки зразків у розчині гелофузіну – штучного замітника крові впродовж 2, 4, 6 тижнів, з використанням термостату TC-20 MICROmed.

### Результати досліджень

При проведенні макрофрактографічних досліджень зламів литих зразків стандартного сплаву NZ30K було зафіксовано наявність в структурі крупнокристалічної будови. Додавання до складу сплаву срібла сприяло подрібненню литої структури зразка (рис. 1). із формуванням матового дрібнокристалічного зламу.

Мікроструктура сплаву NZ30K стандартного складу уявляла δ-твердий розчин з евтектоїдом ( $\delta + (MgZn)_{12}Nd$ ), у вигляді сферичних скупчень та окремих інтерметалідів (рис. 2). Проведені лабораторні дослідження показали, що вихідний сплав NZ30K має середній діаметр зерна 0,250 мкм. При введенні срібла (до 0,05 %) розмір зерна зменшився майже втричі. Підвищення вмісту введенного срібла до 0,1 % приводило до додаткового подрібнення мікроструктури та із чотирикратним зменшенням зерна порівняно з вихідним сплавом. Подальше додавання Ag практично не впливало на розмір зерна (табл. 2).



**Рисунок 1.** Макрофрактограми зламів зразків зі сплаву NZ30K з Ag,  $\times 5$ :  
 а – без модифікування, б – 0,2%Ag

Мікрорентгеноспектральним аналізом сплаву NZ30K встановлено, що срібло входить до складу дисперсних, зміцнювальних інтерметалідних сполук, які уявляють собою багатокомпонентні з'єднання із присутністю Fe, Al, Mn та ін. (рис. 3). Додатково в

процесі кристалізації формуються інтерметалідні сполуки типу  $(MgZn)_{12}Nd$ , які відіграють роль додаткових центрів і сприяють подрібненню структури.

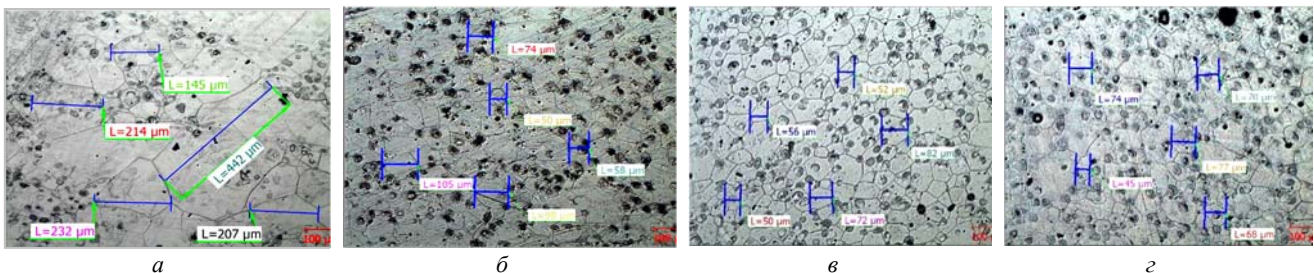
**Таблиця 2** – Кількісна оцінка мікроструктури сплаву NZ30K та з легуванням Ag

Зразок	Фактичний середній діаметр зерна, мкм
NZ30K	0,248
NZ30K +0,05%Ag	0,077
NZ30K +0,1%Ag	0,062
NZ30K +0,2%Ag	0,067

Проведенням дослідження впливу срібла на властивості сплаву NZ30K з'ясовано, що його границя міцності із введенням до складу срібла підвищується (табл. 3). Поряд з цим, при введенні 0,05 % срібла відносно видовження підвищується на 30,6 %. Найвище значення показника пластичності отримане додаванням 0,1 % срібла становить 5,9 %, що на 63,9 % більше ніж вихідний сплав. Додавання більшої кількості срібла до складу дещо знизило ефект, отриманий легуванням 0,1 % Ag, знизивши показник відносного видовження на майже 10 %. Такий вплив можна пояснити утворенням надмірної кількості інтерметалідів, які розташовувалися по границях зерен. Таким чином, оптимальний вміст срібла становить 0,1 %, що забезпечує підвищення як міцності, так і пластичності сплаву одночасно. Отже, легування добавками срібла сприяє покращенню комплексу показників механічних властивостей.

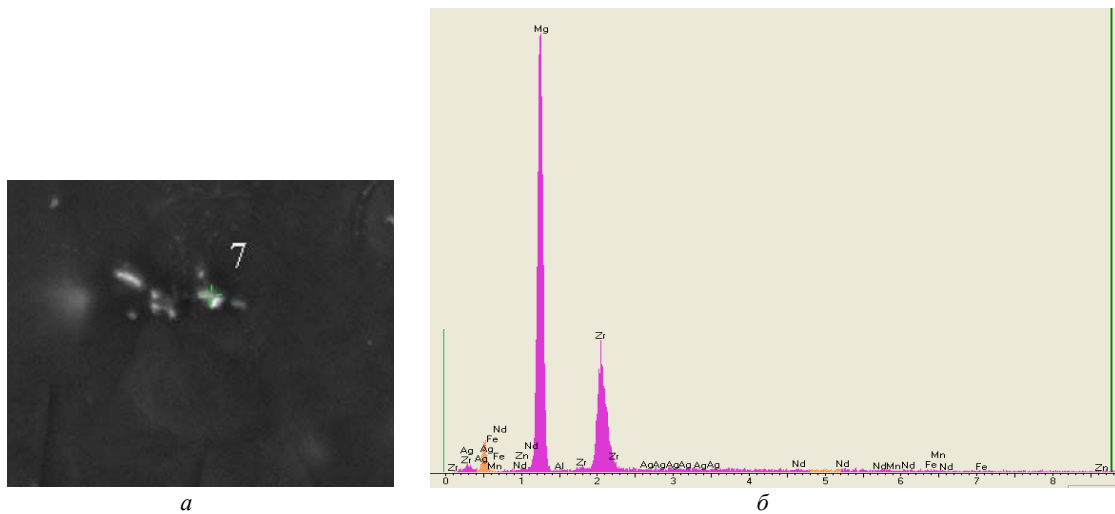
**Таблиця 3** – Механічні властивості зразків сплаву NZ30K залежно від вмісту Ag

Зразок	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
NZ30K	232	3,6
NZ30K +0,05%Ag	239	4,7
NZ30K +0,1%Ag	252	5,9
NZ30K +0,2%Ag	256	5,4



**Рисунок 2.** Мікроструктура термооброблених зразків із магнієвого сплаву,  $\times 100$ :  
 а – без модифікування, б – 0,05 %Ag, в – 0,1 %Ag, г – 0,2 % Ag





**Рисунок 3.** Результати РСМА інтерметалідної фази (т. 7), в сплаві NZ30K +0,1 %Ag:  
 а – місце аналізу; б – спектрограма місця аналізу, в – хімічний склад ділянки (мас., %)

Оскільки магнієві сплави можуть застосовувати у остеосинтезі, актуальним є дослідження впливу біологічних матеріалів на хімічні властивості сплаву, що використовується для їх виготовлення. Тому, у даному дослідженні було додатково проведені випробування біокорозії зразків. На поверхні зразків спостерігається роз'їдання у вигляді кратерів та утворення нальоту білого кольору із продуктів корозії, який перетворюється на порошок (рис. 4). Проведений мікроструктурний аналіз після корозійного впливу показав, що корозійні пошкодження мають місце як по тілу зерен  $\delta$  - твердого розчину, так і по зміцнювальним фазам.

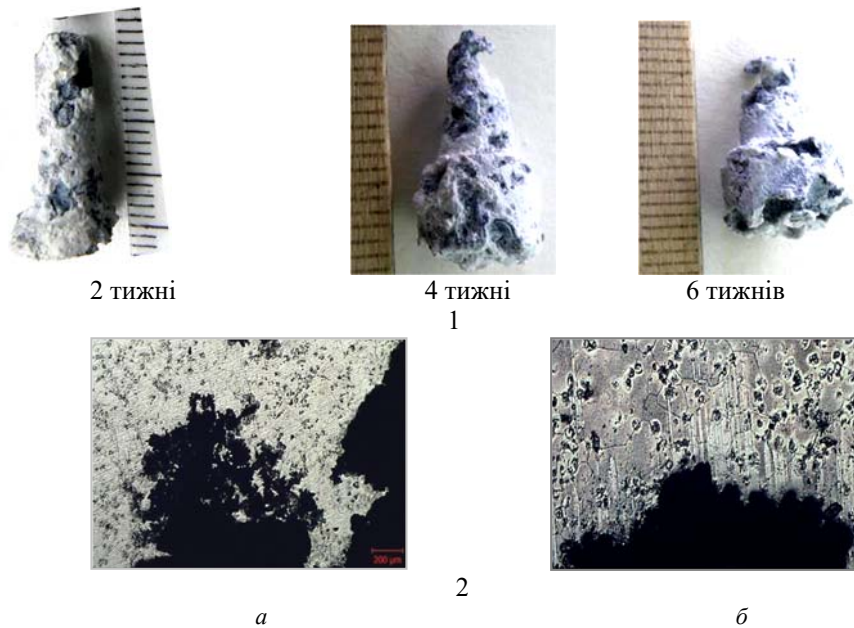
Найбільше зниження границі міцності внаслідок корозійних руйнувань спостерігається в зразках із

чистого магнію та сплаву NZ30K (табл. 4). Із додаванням срібла до складу сплаву NZ30K границя міцності збільшувалася, та сягала максимальних значень при вмісті 0,1 % Ag, що на 60,3–73,2 % більше (залежно від тривалості витримки) порівняно з чистим магнієм. При збільшенні кількості срібла у складі сплаву до 0,2 % фіксували зниження показників границі міцності.

Згідно з результатами експерименту можна зробити позитивний прогноз для застосування у медицині металічних фіксаторів із біодеградуючого модифікованого магнієвого сплаву NZ30K, фізико-хімічні властивості яких можуть бути значно покращені шляхом легування його таким елементом, як срібло.

**Таблиця 4** – Границя міцності зразків залежно від тривалості корозійного впливу

Зразок	$\sigma_B$ , МПа		
	2 тижні	4 тижні	6 тижнів
Чистий магній	100	75	55
NZ30K	232	180	170
NZ30K + 0,05% Ag	239	201	200
NZ30K + 0,1% Ag	252	208	205
NZ30K + 0,2% Ag	256	205	202



**Рисунок 4** – Зразки зі сплаву NZ30K та леговані сріблом у вихідному стані та після корозійного впливу (1), а також мікроструктура зразків після корозійних випробувань (2): *a* –  $\times 50$ , *б* –  $\times 100$

### Висновки

1. Зважаючи на безпечність срібла для людського організму через чітко виражений дезінфікуючий ефект, відповідний елемент може бути використаний при легуванні магнієвих сплавів для виготовлення біодеградуєчих імплантатів.

2. Встановлено позитивний вплив легування сріблом магнієвого сплаву NZ30K на структуроутворення. Додавання 0,1 % Ag до складу сплаву, сприяє подрібненню зеренної структури в 4 рази та утворенню багатокомпонентних інтерметалідів, які відіграють роль додаткових центрів кристалізації та сприяють реалізації механізму дисперсійного зміцнення.

3. Досліджено, що додавання 0,1 % Ag до сплаву NZ30K сприяє формуванню оптимального співвідношення показників міцності та пластичності. Зокрема, фіксується підвищення границі міцності порівняно із чистим сплавом NZ30K до рівня 252МПа та збільшення відносного видовження на 63,9 %.

4. Легування невеликими добавками срібла (0,1%Ag) сповільнює біокорозійні процеси. Задовільні показники міцності зберігаються після тривалої витримки 6 тижнів в агресивному середовищі, які суттєво перевищують відповідні показники (на 60,3–73,2 % залежно від тривалості витримки) для чистого магнію та для сплаву NZ30K.

5. Сплав NZ30K з додаванням 0,1 % срібла є перспективним для використання у виготовленні імплантатів. Досліджений сплав забезпечує необхідний рівень властивостей до повної консолідації перелому.

### Список літератури

1. Allizond V. Current Knowledge on Biomaterials for Orthopedic Applications Modified to Reduce Bacterial Adhesive Ability [Text] / Valeria Allizond, Sara Comini,

Anna Maria Cuffini, Giuliana Banch. Basel, Switzerland: Antibiotics, 2022, 11 – 529 p.

2. Мюллер М.Е. Руководство по внутреннему остеосинтезу [Текст] / М.Е. Мюллер, М. Альговер, Р. Шнайдер, Х. Виллинегер. – М. : Ad Marginem, 1996. – 750 с.

3. Urban R. M. Corrosion of modular titanium alloy stems in cementless hip replacement [Text] / R.M. Urban, J. L. Gilbert, J. J. Jacobs // Titanium, Niobium, Zirconium, Tantalum Med. Surg. Appl. Spec. Tech. Publ. – 2006. – 1471. – P. 215–224.

4. Остеосинтез полімерами [Електронний ресурс] / С. С. Ткаченко. – Режим доступу: libarch.nmu.org.ua.

5. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: A review / M. P. Staiger, A. M. Pietak, J. Huadmai, G. Dias // Biomaterials. – 2006. – 27. – P. 1728.

6. Mg-Zn alloys, most suitable for biomedical applications [Text] / A. C. Boreă, I. A. Neacșu, O. R. Vasile et al. // Rom. J. Morphol. Embryol. – 2018. – Vol. 59 (1) – P. 49–54.

7. Биорезорбтивные свойства сплавов магния [Текст] / А. И. Чемирис, Э. И. Цивирко, В. Н. Черный и др. // Травма. – 2011. – Т. 12, № 3.

8. Диаграммы состояния двойных металлических систем [Текст] : справочник в 3-х т. / под ред. И.П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.

9. Кульский Л. А. Серебряная вода 8 (доп.) / Л. А. Кульский. – К. : Наукова думка, 1982. – С. 19–31.

10. Кулик М. Ф. Сапоніт і аеросил у тваринництві та медицині [Текст] / М. Ф. Кулик, Т. В. Засуха, М. Б. Луцюк. – Вінниця : ФОП Рогольська І.О., 2012. – 362 с.

Одержано 31.05.2023

## STUDY OF THE INFLUENCE OF SILVER ALLOYING ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF MAGNESIUM ALLOY NZ30K FOR IMPLANTS IN OSTEOSYNTHESIS

- Greshta V. Ph. D., Professor, Rector, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Professor of the Department of Physical Materials Science, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: greshta@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4589-6811
- Shalomeev V. Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-rector for scientific work, Professor of the Department of Physical Materials Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: shalomeev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-6091-837X
- Dzhus A. Assistant of the Department of Physical Materials Science, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: anna-92@ukr.net, ORCID: 0000-0002-6474-0732
- Mityaev O. Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Composite Materials, Chemistry and Technologies, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: mityaev@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0001-9034-1359

**Purpose.** Study of the influence of silver alloying of magnesium alloy NZ30K on its mechanical properties for use in the manufacture of biodegradable implants.

**Research methods.** The tensile strength and relative elongation of the samples were determined on a P5 tensile machine at room temperature. The microstructure of the samples was studied using a “Carl Zeiss” optical electron microscope using the “Observer.D1m” software. Samples were used after etching with a reagent containing 1 % nitric acid, 20 % acetic acid, 19 % distilled water, and 60 % ethylene glycol. Fractographic analysis of sample fractures was performed on a JSM-6360LA scanning electron microscope. The phase analysis of the structural components of magnesium alloys was studied using an electron microscope – a microanalyzer with an energy dispersive attachment PEMMA 202M and PEM 161. Research on biocorrosion was carried out by keeping the samples in a solution of gelofusin – an artificial blood substitute for 2, 4, 6 weeks, using a TC-20 MICRomed thermostat.

**Results.** The study showed that silver was a part of the complex alloyed intermetallic phases, which were additional crystallization centers. In this case, the average grain size decreases by almost three times compared to the original alloy. It was found that the optimal set of properties is achieved by the introduction of 0.1 % Ag, while the tensile strength increases by 7.9 % and the relative elongation almost doubles. It was found that the magnesium alloy with silver (0.1 %) slows down biocorrosion processes and helps to maintain a high level of tensile strength ( $\sigma_B = 205$  MPa) after 6 weeks of exposure to a solution of helofusine. Thus, silver is a promising material for improving the structure and increasing the mechanical properties of biodegradable magnesium alloy implants.

**Scientific novelty.** The silver content for alloying the NZ30K alloy was determined to be 0.1 % Ag, which forms the optimal ratio of strength and ductility, grain structure refinement, and slowing down biocorrosion processes.

**Practical value.** NZ30K alloy with the addition of 0.1 % silver is promising for use in the manufacture of implants. The studied alloy provides the required level of properties until complete fracture consolidation.

**Key words:** NZ30K alloy, silver, microstructure, mechanical properties, biocorrosion, implant.

### References

- Allizond V., Comini S., A M Cuffini A.M., Banch G. (2022). Current Knowledge on Biomaterials for Orthopedic Applications Modified to Reduce Bacterial Adhesive Ability. *Antibiotics*, 11 – 529. DOI:10.3390/antibiotics11040529
- Muller ME, Algovver M, Schneider R, Willinegger H. (1996). Manual of internal osteosynthesis. M.: Ad Marginem, 750.
- Urban, R. M., Gilbert, J. L., Jacobs, J. J. (2006). Corrosion of modular titanium alloy stems in cementless hip replacement. *Titanium, Niobium, Zircon. And Tantalum Med. Surg. Appl. Spec. Tech. Publ.* 1471, 2006. 215–224.
- Tkachenko S.S. Osteosynthesis with polymers. Available at: libarch.nmu.org.ua
- Staiger M.P., Pietak A.M., Huadmai J., Dias G. (2006). Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: A review / *Biomaterials*. 27. 1728. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2005.10.003
- Borcă A.C., Neacșu I.A., Vasile O.R., Ciucă I., Vasile I.M., Fayeş M.A., Vasile B.Ş. (2018). Mg–Zn alloys, most suitable for biomedical applications. *Rom. J. Morphol. Embryol.* 59 (1): 49–54.
- Chemiris A.I., Tsivirko E.I., Cherniy V.N., Shalomeev V.A., Yatsun E.V. (2011). Biorezorpive properties of magnesium alloys, “Trauma”. 12 (3).
- State Diagrams of Dual Metallic Systems: Handbook in 3 vols. (1996). M.: Engineering. T. 1. 992.
- Kulsky L.A. Silver Water. 8(ext.). (1982). K. : Naukova Dumka. 19–31.
- Kulyk MF, Zasukha TV, Lutsyuk MB. (2012). Saponite and aerosil in animal husbandry and medicine. Vynnytsia : FOP Rogalska I.O., 362

УДК 620.193:622.646

- Воденніков С. А. д-р техн. наук, професор, професор кафедри машин і технологій ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: s\_vodennikov@i.ua, ORCID: 0000-0002-5563-5244
- Скачков В. О. д-р техн. наук, доцент, професор кафедри металургійних технологій, екології та техногенної безпеки Інженерно навчально-наукового інституту ім. Ю. М. Потебні Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: skavira@ukr.net, ORCID: 0000-0002-4447-4641
- Воденнікова О. С. провідний інженер кошторисного відділу Запорізького державного медико-фармакологічного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olga.vodennikova@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3747-2779
- Гнатишак Р. В. аспірант Інженерного навчально-наукового інституту ім. Ю. М. Потебні Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: rgnatishak@gmail.com

## МЕТОДИКА ПРИСКОРЕНИХ ВИПРОБУВАНЬ МАТЕРІАЛУ МЕТАЛОКОНСТРУКЦІЙ НА ОСНОВІ БАГАТОФАЗНИХ СПЛАВІВ

**Мета роботи.** На основі кількісної оцінки швидкостей корозії багатофазних металів та сплавів розробити методику прискорених корозійних випробувань в умовах електрохімічної корозії з визначенням швидкостей корозії по кожній фазі та масового корозійного пошкодження металоконструкцій протягом заданого часу їх експлуатації.

**Методи дослідження.** Досягнення рішення поставленої мети базується на застосуванні розрахунково-експериментальних методів оцінки електрохімічної корозії багатофазних сплавів з визначенням швидкостей корозії по кожній фазі окремо та швидкості окислення загалом по сплаву.

**Отримані результати.** Отримано кінцеві формули та методики проведення лабораторних експериментів з оцінки швидкостей корозії багатофазних сплавів. Наведено методики прискорених корозійних випробувань, що базуються на попередніх лабораторних дослідженнях з точним розрахунком технологічних параметрів пролонгованих на час експлуатації реальної конструкції в умовах електрохімічної корозії.

**Наукова новизна.** Розкрито нові механізми оцінки швидкостей корозії окремих фаз багатофазних сплавів залишкової мікронеоднорідності поверхні корозії в умовах невизначеної загальної товщини корозійного шару. Запропоновано алгоритм розрахунку технологічних параметрів прискорених випробувань, еквівалентних реальним умовам експлуатації металоконструкцій на основі багатофазних сплавів протягом заданого терміну експлуатації.

**Практична цінність.** Запропонований підхід дозволяє визначити кількісні параметри електрохімічної корозії металоконструкцій, розрахувати зниження несучої здатності та оцінити працездатність таких конструкцій протягом заданого терміну експлуатації.

**Ключові слова:** електрохімічна корозія, багатофазні сплави, прискорені випробування, швидкість окислення фаз, анодний електричний струм.

### Вступ

Методи оцінки корозійної стійкості можна поділити на якісні та кількісні. Якісні дають змогу візуально встановити зміни мікрогеометрії поверхні металу або покриття, а також вид корозійного руйнування.

Для кількісної оцінки використовуються показники корозії, які встановлюють швидкість корозійних руйнувань чи зміну інших властивостей матеріалів.

Корозія характеризується руйнуванням металів і сплавів в результаті хімічного або електрохімічного впливу навколишнього середовища і є окислювально-відновним гетерогенним процесом, який відбувається на поверхні розділу фаз. Процес корозії ушкоджує поверхню металу та руйнування поширюється вглиб. При

цьому порушується однорідність поверхні металу з утворенням

заглиблень різних розмірів як у плані, так і за глибиною [1].

### Аналіз досліджень та публікацій

Корозія може бути рівномірною, що протікає з однаковою швидкістю по всій поверхні металоконструкції, нерівномірною, що протікає з неоднаковою швидкістю на різних ділянках поверхні, або вибірковою, при якій руйнуються окремі компоненти або фази сплаву. Швидкість вибіркової корозії можна визначити по глибині пошкодження, що утворилися [2, 3].

Процес корозії зазвичай реалізується за двома механізмами. Перший механізм – прямий хімічний вплив навколишнього середовища на металоконструкцію. Другий механізм – електрохімічні реакції, що супроводжуються проходженням електричного струму між окремими ділянками чи фазами поверхні сплаву. Особливістю електрохімічної корозії є поділ процесів іонізації атомів металу та процесів відновлення окисного компонента корозійного середовища. Необхідними умовами протікання електрохімічної корозії є наявність електроліту та обов'язковий перебіг електричного струму. Для реалізації процесів електрохімічної корозії потрібна наявність двох ділянок металу з різним потенціалом у розчині електроліту. При цьому на поверхні багатофазного металу на різних ділянках утворюється ряд корозійних гальванічних елементів [4, 5].

Досить часто для оцінки корозійної стійкості металевих конструкцій застосовуються прискорені випробування в кліматичних камерах. Прискорені корозійні випробування в кліматичних камерах дають можливість отримання порівняльних результатів по корозійній стійкості різних металів і сплавів [6–8]. До успішно застосовуваних прискорених методів корозійних випробувань металевих матеріалів відносяться випробування в камері соляного туману [8]. При випробуваннях в умовах впливу соляного туману можна забезпечити імітацію тропічного клімату, морського туману та інших корозійнонебезпечних погодних умов. Проте збудувати систему прискорених випробувань, які повністю відповідають умовам натурних випробувань, досить складно.

У роботі [9] за результатами випробувань у камері соляного туману сплаву Д16 показано, що кількісні результати при прискорених випробуваннях з недостатньою точністю відповідають результатам натурних випробувань.

Найбільш перспективними напрямками розробки методів та режимів прискорених корозійних випробувань є такі, що забезпечують максимально високий ступінь кореляції з корозійними процесами в натурних умовах [8, 10–12].

Одним із прийнятних варіантів прискорених випробувань металів та сплавів в умовах електрохімічної корозії можуть бути використані механізми анодного окислення, в умовах яких з'являється можливість кількісної оцінки швидкостей корозії як окремих фаз, так і наведеної середньої швидкості корозії [4, 5, 13, 14].

### Мета роботи

На основі побудованого механізму, розрахункової оцінки швидкостей корозії багатофазних металів та сплавів в умовах електрохімічної корозії, розробити методику прискорених корозійних випробувань з визначенням швидкостей корозії за кожною фазою та масового корозійного пошкодження металоконструкцій протягом заданого часу їх експлуатації.

## Матеріал і методика досліджень

### 1 Розрахунок швидкостей корозії багатофазних металів та сплавів

Розглядається багатофазний метал, що складається з  $N$  фаз. У цьому випадку кожна фаза займає поверхню  $S_i$ , тоді відносна частка поверхні  $P_i$  фази сорту  $i$  визначиться:

$$P_i = \frac{S_i}{\sum_{i=1}^N S_i}, \quad (1)$$

де  $S_i$  – частина поверхні, зайнятої фазою сорту  $i$ ;  
 $P_i$  – відносна частка поверхні фази сорту  $i$ .

З умови суцільності поверхні сплаву випливає умова:

$$\sum_{i=1}^N P_i = 1. \quad (2)$$

Усереднена щільність металу визначиться:

$$q = \sum_{i=1}^N q_i P_{oi}, \quad (3)$$

де  $q_i$  – густина  $i$ -тої фази;

$P_{oi}$  – об'ємний вміст  $i$ -тієї фази.

Враховуючи, що швидкості окислення фаз будуть індивідуальними, для їхнього окислення знадобиться струм  $I_i^a$ . Загальний анодний струм може бути визначений:

$$I^a = \sum_{i=1}^N I_i^a, \quad (4)$$

де  $I^a$  – загальний анодний струм при електрохімічному окисненні металу.

Щільність анодного струму з урахуванням (1) визначається:

$$i^a = \frac{I^a}{\sum_{i=1}^N S_i}. \quad (5)$$

Враховуючи (5) та (1) щільність анодного струму по кожній фазі можна визначити:

$$i_i^a = i^a \cdot P_i. \quad (6)$$

Середня швидкість окислення  $V_{cp}$  визначається за формулою:

$$V_{cp} = k \frac{m - m_0}{f \omega_0 \tau}, \quad (7)$$

де  $m, m_0$  – маса зразка до і після окислення, відповідно;  
 $f$  – фактор шорсткості;  
 $\omega_0$  – площа поверхні окислення у плані;  
 $\tau$  – час окислення;  
 $k$  – коефіцієнт позитивності швидкості корозії ( $k = \pm 1$ ).

Після проведення режиму окислення робоча поверхня очищається і на приладі МП-4 визначають профіль поверхні окислення шляхом вимірювання величин  $h_i$  – висоти виступів або заглиблень поверхні [15].

Виміряна неоднорідність окисленої поверхні є величинами  $h_i (i = \overline{1, N})$ . Середня величина глибини неоднорідностей визначиться:

$$h_{\text{ср.}} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N h_i. \quad (8)$$

Середня товщина окисленого шару  $t_{\text{ср.}}$  може бути обчислена:

$$t_{\text{ср.}} = \frac{m - m_0}{f \omega_0 q}, \quad (9)$$

де  $q$  – щільність сплаву.

Середню товщину окисленого шару можна визначити співвідношенням, де:

$$t_{\text{ср.}} = t_0 + h_{\text{ср.}} \quad (10)$$

де  $t_0$  – не вимірювана величина окисленого шару, загальна всім фазам.

Величина  $t_0$  може бути обчислена за формулою (10) з урахуванням вимірних значень (8) та (9):

$$t_0 = t_{\text{ср.}} - h_{\text{ср.}}. \quad (11)$$

Товщина окисленого шару  $i$ -тої фази визначиться:

$$t_i = t_0 + h_i - h_{\text{ср.}} \quad (12)$$

Загальна маса окисленої фази сорту  $i$  визначиться:

$$m_i = t_i \cdot \omega \cdot f \cdot q_i \cdot P_i. \quad (13)$$

З урахуванням (13) швидкість окислення  $i$ -тої фази визначиться:

$$V_i = k \frac{m_i}{f \cdot \omega_0 \cdot \tau \cdot P_i}. \quad (14)$$

Кількість електрики, необхідної для окислення  $i$ -тої фази протягом часу, визначиться:

$$Q_i = V_i \tau = \frac{i_i^a}{Z_i F} \cdot \tau, \quad (15)$$

де  $i_i^a$  – анодний струм по  $i$ -тій фазі (6);

$Z_i$  – валентність катіону металу по  $i$ -тій фазі;

$F$  – число Фарадея.

## 2 Розрахунок параметрів прискорених випробувань

Загальна кількість електрики, спожитої на окислення сплаву, в умовах експерименту, за час визначиться:

$$Q = \sum_{i=1}^N Q_i P_{0i}, \quad (16)$$

де  $P_{0i}$  – об'ємна частка  $i$ -тієї фази.

В умовах прискорених випробувань металокопункції на основі багатофазних сплавів має бути виконана умова:

$$Q^y = Q \cdot \tau^k / \tau^y, \quad (17)$$

де  $Q^y$  – необхідна кількість електрики щодо прискорених випробувань.

$\tau^k$  – час роботи реальної металокопункції в умовах електрохімічної корозії.

Розмір  $Q^y$  задається співвідношенням:

$$Q^y = \sum_{i=1}^N Q_i^y P_{0i}, \quad (18)$$

де  $Q_i^y$  – кількість електрики, необхідної щодо прискореного окислення  $i$ -тої фази.

Розмір  $Q_i^y$  з урахуванням (15) визначається з рівняння:

$$Q_i^y = V_i^y \tau^y = \frac{i_i^{ay}}{Z_i F} \tau^y. \quad (19)$$

З рівняння (19) величина  $i_i^{ay}$ , що задається за умов прискорених випробувань, визначиться:

$$i_i^{ay} = Q_i^y \cdot Z_i \cdot F / \tau^y. \quad (20)$$

Величини  $i_i^{ay}$  (20) дозволяють визначити загальне значення анодного струму в умовах прискорених випробувань:

$$i^{ay} = \sum_{i=1}^N i_i^{ay}. \quad (21)$$

Отже, задаючи величину анодного струму (21) і витримку в умовах електрохімічного окислення зразка сплаву протягом часу  $\tau^y$  будуть задані розрахункові параметри процесу прискорених випробувань протягом часу експлуатації  $\tau^y$  металокопункції на основі багатофазного сплаву.

## 3 Схема проведення прискорених випробувань

Зразки зі сплаву заданої марки готуються за такою схемою:

- полірування робочої поверхні;
- високотемпературний відпал у середовищі захисного газу - аргону;
- електрополірування робочої поверхні;
- контроль геометричної неоднорідності робочої поверхні за методикою;
- розрахунок істинної площі робочої поверхні зразків:

$$\omega = f \omega_0, \quad (22)$$

де  $\omega_0$  – величина площі поверхні окислення в плані.

Проведення процесу прискореної корозії підготовлених зразків реалізується за таким режимом:

- розраховується величина анодного струму  $i_i^{ay}$ , формула (21);
- зважується зразок з точністю до четвертого знака –  $m_0$ ;
- зразок встановлюється на стенді електрохімічного окиснення;
- на стенді встановлюється величина розрахункового анодного струму  $i^{ay}$ ;
- процес окиснення триває протягом часу  $\tau_y$ ;
- після окиснення зразок промивається проточною водою та висушується;
- визначається маса зразка –  $m_k$ ;
- розраховується середня швидкість окиснення:

$$V_{cp.} = k \frac{m_k - m_0}{f \omega_0 \delta_k}; \quad (23)$$

- визначається геометрична неоднорідність окисленої поверхні дослідних зразків з застосуванням мікроінтерферометра МП-4 з фіксацією величин кожної фази [15];

$$h_i (i = \overline{1, N});$$

- визначається товщина окисленого шару по кожній фазі, формула (12);
- обчислюється маса та швидкість окиснення кожної фази, формули (13), (14).

В результаті прискорених випробувань зразків заданої марки сплавів для будівельних металоконструкцій, що експлуатуються протягом  $\tau_y$  часу, визначається:

- сумарна маса окисленого шару робочої поверхні;
- середня швидкість окиснення робочої поверхні;
- товщина окисленого шару по кожній фазі робочої поверхні;
- маса окисленої частини по кожній фазі сплаву;
- швидкість окиснення кожної фази сплаву.

Важливе значення мають дані по товщині окисленого шару кожної фази сплаву для оцінки пітингової корозії, найбільш характерної для металоконструкцій зі складнолегованих сталей.

### Висновки

1. Наведено методологію проведення комплексу досліджень з оцінки швидкостей процесів корозії багатофазних сплавів, розрахунків швидкостей корозії окремих фаз, методів прискорених корозійних випробувань.

2. Побудований алгоритм розрахунку швидкостей корозії фаз та процедура експериментального їх визначення методом вимірювання геометричної неоднорідності поверхні окиснення із застосуванням мікроінтерферометра МП-4.

3. Розроблено методику прискорених випробувань процесу корозії багатофазних сплавів на основі еквівалентної витрати кількості електрики в умовах атмосферної корозії будівельних конструкцій протягом заданого часу та в умовах електролітичного окиснення.

### Список літератури

1. Розенфельд И. Л. Ускоренные методы коррозионных испытаний металлов (теория и практика) [Текст] / И. Л. Розенфельд, К. А. Жигалова. – М. : Металлургия, 1966. – 348 с.
2. Реформатская И. И. Влияние структурно-фазовых неоднородностей углеродистых и низколегированных трубных сталей на развитие локальных коррозионных процессов [Текст] / И. И. Реформатская, В. В. Завьялов, А. Н. Подобаев [и др.] // Защита металлов. – 1999. – Т. 35. – № 5. – С. 472–480.
3. Замалетдинов И. И. О новейших методах изучения процессов питтинговой коррозии [Текст] / И. И. Замалетдинов, Е. А. Колобова. // Техника. Технологии. Инженерия. – 2017. – №1(3). – С. 36–45.
4. Потенциостатическое исследование питтингообразования низколегированных сталей [Текст] / А. А. Трофимов, О. В. Ярославцева, В. М. Рудой, Н. И. Останин // Международном научном форуме «Бутлеровское наследие – 2015». – 2015. – Т. 42. – № 6. – С. 41–47.
5. Влияние скорости развёртки при потенциодинамической поляризации на критерии питтингостойкости нержавеющей сталей [Текст] / Е. В. Плешкова, С. С. Виноградова, Р. В.Тазиева, Р. А. Кайдриков // Вестник технологического университета. – 2017. – Т. 20. – № 6. – С. 51–53.
6. Каблов Е. Н. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии [Текст] / Е. Н. Каблов, О. В. Старцев, И. М. Медведев // Авиационные материалы и технологии. 2015. – № 2 (35). – С. 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.
7. Чесноков Д. В. Метод ускоренных лабораторных испытаний алюминиевых сплавов с целью прогнозирования их коррозионной стойкости в условиях морской атмосферы [Текст] / Д. В. Чесноков, В. В. Антипов, Н. В. Кулюшина // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. – 2016. – №5 (41). – С. 92–99.
8. Кутырев А. Е. Моделирование воздействия испытательных факторов на коррозию металлических материалов при испытании на агрессивное воздействие компонентов промышленной атмосферы в камере солевого тумана [Текст] / А. Е. Кутырев, М. А. Фомина, Д. В. Чесноков // Материаловедение. – 2015. – № 3. – С. 7–15.
9. Ускоренные испытания сплава Д16 в соляном тумане. Масса удержанных хлоридов, коррозия, механические свойства [Текст] / П. В. Стрекалов, Ю. М. Панченко, В. П. Жиликов и др. // Коррозия : материалы, защита. – 2007. – № 10. – С. 1–8.
10. Кутырев А. Е. Анализ данных по натурным испытаниям алюминиевых сплавов и разработка концепции их комплексных коррозионных испытаний [Текст] / А. Е. Кутырев, Д. В. Чесноков // III Междунар. науч.-технич. конф. «Коррозия, старение и биостойкость материалов в морском климате» (Геленджик, 07 сент. 2018 г.). М., 2018. – С. 80–96.
11. Ускоренные циклические коррозионные испытания авиационных материалов [Текст] / М. Г. Курс,

А. Е. Кутырев, П. Ф. Киричок, М. А. Фомина // Труды ВИАМ : Испытания материалов. – 2019. – №10 (82). – С. 61–75. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-61-75.

12. Разработка раствора для нанесения коррозионных поражений на алюминиевых сплавах в гальваностатическом режиме [Текст] / А. Е. Кутырев, Д. В. Чесноков, В. В. Антипов, А. И. Вдовин // Труды ВИАМ. – 2018. – 9 (69). – С. 105–118. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-105-118

13. Воденников С. А. Захисно-зміцнювальні покриття на арматурних сталях [Текст] / С. А. Воденников, В. О. Скачков, О. С. Воденникова // Металознавство та обробка металів. – 2020. – № 4. – С. 39–46.

14. Воденникова О. С. Модель для оценки прочности металлической арматуры в процессе длительной эксплуатации строительных конструкций [Текст] / О. С. Воденникова, В. А. Банах, В. А. Скачков // Містобудування та територіальне планування: Наук.-техн. збірник. – К. : КНУБА. – 2015. – Вип. 55. – С. 14–18.

15. Воденникова О. С. Оценка электрохимического окисления многофазных металлов и сплавов [Текст] / В. А. Скачков, О. С. Воденникова, С. А. Воденников // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні / Науковий журнал. – Запоріжжя : ЗНТУ. – 2019. – № 1. – С. 79–85.

Одержано 01.06.2023

## METHOD OF ACCELERATED MATERIAL TESTING METAL CONSTRUCTION BASED ON MULTIPHASE ALLOYS

- Vodennikov S. Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Foundry Machines and Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: s\_vodennikov@i.ua, ORCID: 0000-0002-5563-5244
- Skachkov V. Dr. Sc., docent, Professor of the Department of Metallurgical Technologies, ecology and man-made safety Engineering, Institute of Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: skavira@ukr.net, ORCID: 0000-0002-4447-4641
- Vodennikova O. Leading engineer of the Estimation department, Zaporizhzhia State Medical and Pharmaceutical University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: olga.vodennikova@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3747-2779
- Gnatishak R. Postgraduate student, Engineering Institute of Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: rgnatishak@gmail.com

**Purpose.** Based on the quantitative assessment of the corrosion rates of multiphase metals and alloys, methodology for accelerated corrosion tests under conditions of electro-chemical corrosion with the determination of corrosion rates for each phase and mass corrosion damage of metal structures during the specified time of their operation was developed.

**Research methods.** Achieving the solution of the set goal is based on the application of computational and experimental methods of evaluating the electro-chemical corrosion of multi phase alloys with the determination of corrosion rates for each phase separately and oxidation rates in general for the alloy.

**Results.** The final formula and methods of conducting laboratory experiments on the assessment of corrosion rates of multi phase alloys were obtained. Methods of accelerated corrosion tests based on preliminary laboratory studies with accurate calculation of technological parameters prolonged during the operation of a real structure in conditions of electro-chemical corrosion are given.

**Scientific novelty.** New mechanisms for estimating the corrosion rates of individual phases of multiphase alloys of the residual micro-heterogeneity of the corrosion surface under conditions of an uncertain total thickness of the corrosion layer was shown. An algorithm for calculating the technological parameters of accelerated tests, equivalent to the real conditions of operation of metal structures based on multiphase alloys during the given period of operation, is proposed.

**Practical value.** The proposed approach makes it possible to determine the quantitative parameters of electrochemical corrosion of metal structures, calculate the reduction in load-bearing capacity, and assess the performance of such structures during a given period of operation.

**Key words:** electrochemical corrosion, multiphase alloys, accelerated tests, oxidation rate of phases, anodic electric current.

### References

1. Rozenfeld, Y. L., Zhyhalova, K. A. (1966). Uskorennyye metody korrozionnykh ispytaniy metallov (teoriya i praktika) [Accelerated methods of corrosion testing of metals (theory and practice)]. Moscow, Russia: Metallurgy, 368.

2. Reformatskaia, I. I., Zavalov, V. V., Podobaev, A. N. (1999). Vliyaniye strukturno-fazovykh neodnorodnostey uglerodistykh i nizkolegirovannykh trubnykh staley na razvitiye lokal'nykh korrozionnykh protsessov [Influence of structural-phase inhomogeneities of carbon and low-alloy pipe steels on the development of local corrosion



processes]. *Metal protection*, 35 (5), 472–480.

3. Zamaletdinov, I. I., Kolobova, Ye. A. (2017). O noveyshikh metodakh izucheniya protsessov pittingovoy korrozii [On the latest methods for studying the processes of pitting corrosion]. *Technique. Technologies. Engineering*, 1 (3), 36–45.

4. Trofimov, A. A., Yaroslavtseva, O. V., Rudoy, V. M., Ostanin, N. I. (2015). Potentsiostateskoye issledovaniye pittingoobrazovaniya nizkolegirovannykh staley [Potentiostatic study of pitting formation of low alloy steels]. *International scientific forum “Butlerov heritage – 2015”*, 42 (6), 41–47.

5. Pleshkova, Ye. V., Vinogradova, S. S., Taziyeva, R. V., Kaydrikov, R. A. (2017). Vliyaniye skorosti razvortki pri potentsiodinamicheskoy polarizatsii na kriterii pittingostoykosti nerzhaveyushchikh staley [Influence of the sweep rate during potentiodynamic polarization on the criteria for the pitting resistance of stainless steels]. *Bulletin of the Technological University*, 20 (6), 51–53.

6. Kablov, Ye. N., Startsev, O. V., Medvedev, I. M. (2015). Obzor zarubezhnogo opyta issledovaniy korrozii i sredstv zashchity ot korrozii [Review of foreign experience in corrosion research and corrosion protection]. *Aviation materials and technologies*, 2 (35), 76–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-76-87.

7. Chesnokov, D. V., Antipov, V. V., Kulyushina N. V. (2016). Metod uskorennykh laboratornykh ispytaniy alyuminiyevykh splavov s tsel'yu prognozirovaniya ikh korroziy stoykosti v usloviyakh morskoy atmosfery [Method of accelerated laboratory testing of aluminum alloys in order to predict their corrosion resistance in a marine atmosphere]. *Proceedings of VIAM: electronic scientific and technical magazine*, 5 (41), 92–99.

8. Kutyrev, A. Ye., Fomina, M. A., Chesnokov, D. V. (2015). Modelirovaniye vozdeystviya ispytatel'nykh faktorov na korroziyu metallicheskikh materialov pri ispytanii na agressivnoye vozdeystviye komponentov promyshlennoy atmosfery v kamere solevogo tumana [Simulation of the effect of test factors on the corrosion of metallic materials when testing for the aggressive effect of industrial atmosphere components in a salt spray chamber]. *Materials Science*, 3, 7–15.

9. Strelalov P. V., Panchenko YU. M., Zhilikov V. P. et al. (2007). Uskorennyye ispytaniya splava D16 v solyanom tumane. Massa uderzhannykh khloridov, korroziya, mekhanicheskiye svoystva [Accelerated testing of D16 al-

loy in salt fog. Mass of retained chlorides, corrosion, mechanical properties]. *Corrosion: materials, protection*, 10, 1–8.

10. Kutyrev, A. Ye., Chesnokov, D. V. (2018). Analiz dannykh po naturnym ispytaniyam alyuminiyevykh splavov i razrabotka kontseptsii ikh kompleksnykh korroziy ispytaniy [Analysis of data on natural tests of aluminum alloys and development of the concept of their complex corrosion tests]. III International Scientific and Technical. conf. “Corrosion, aging and biostability of materials in a marine climate” (Gelendzhik, September 07, 2018), 80–96.

11. Kurs M. G., Kutyrev A. Ye., Kirichok, P. F., Fomina, M. A. (2019). Uskorennyye i tsiklicheskiye korroziy ispytaniya aviatsionnykh materialov [Accelerated and cyclic corrosion tests of aviation materials]. *Proceedings of VIAM*, 10 (82), 61–75. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-61-75.

12. Kutyrev, A. Ye., Chesnokov, D. V., Antipov, V. V., Vdovin, A. I. (2018). Razrabotka rastvora dlya naneseniya korroziy porazheniy na alyuminiyevykh splavakh v gal'vanostateskom rezhime [The development of a solution for promotion of corrosion attack on aluminium alloys in a galvanostatic mode]. *Proceedings of VIAM*, 9 (69), 11. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-105-118.

13. Vodennikov S. A., Skachkov V. O. Vodennikova O. S. (2020). Zakhysno-zmitsnyuval'ni pokryt'tya na armaturnykh stalyakh [Zakhysno-zmitsnyuval'ni pokryt'tya on reinforcing steels]. *Metallurgy and metal processing*, 4, 39–46.

14. Vodennikova, O. S., Banakh, V. A. Skachkov, V. A. (2015). Model' dlya otsenki prochnosti metallicheskoy armatury v protsesse dlitel'noy ekspluatatsii stroitel'nykh konstruktsiy [Model for assessing the strength of metal reinforcement during long-term operation of building structures]. *Mistobuduvannya and territorial planning*, 55, 14–18.

15. Skachkov, V. O., Vodennikova, O. S., Vodennikov, S. A. (2019). Otsenka elektrokhimicheskogo okisleniya mnogofaznykh metallov i splavov [Evaluation of the electrochemical oxidation of multiphase metals and alloys]. *New materials and technologies in metallurgy and machine-building*, 1, 79–85.

УДК 621.74

Іванов В. Г.

д-р техн. наук, доцент, завідувач кафедри Машини та технологія ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: ivanov@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9216-3493

Матвейшин М. В.

аспірант кафедри Машини та технологія ливарного виробництва Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: nmatveishin@gmail.com, ORCID: 0000-0001-6050-310X

## АНАЛІЗ ГРАФІТОВОЇ ФАЗИ У ВІДЦЕНТРОВИХ ЗАГОТІВКАХ З ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

**Мета роботи.** Визначити характерні геометричні параметри кулястих графітних вкраплень за перерізом чавунної заготовки для поршневих кілець.

**Методи дослідження.** Циліндричну заготовку для поршневих кілець отримували відцентровим способом. Хімічний склад заготовки відповідав марці ВЧ 500-2 (ДСТУ 3925-99). Для отримання кулястого графіту використовували нікель-магнієву лігатуру (15 % Mg) та вторинне графітує модифікування феросилікобарієм ФС65Ba4. Кількість кожної добавки складала 1,0 % від маси металу. Кулястий графіт оцінювали згідно ГОСТ 3443 та за декількома характерними геометричними параметрами. Для цього використовували комп'ютерний аналізатор зображень на базі мікроскопу «ZEISS. Epityp-2» з цифровою відеокамерою «Baumer».

**Отримані результати.** Розглянуто геометричні параметри графітних вкраплень за перерізом відцентрової заготовки з високоміцного чавуну. Встановлено суттєву різницю геометричних параметрів кулястих вкраплень графіту за декількома розмірними групами, що утворюються у різних шарах чавунної заготовки, яку отримують відцентровим способом лиття.

**Наукова новизна.** Класифіковано вкраплення кулястого графіту у маслотної заготовці за 6-ти розмірними групами ГОСТ 3443 та 11-ти розмірними групами, побудованими в арифметичній прогресії. Встановлено суттєві відмінності зовнішнього та центрального шарів виливки: у 2,14 рази – за кількістю дрібних (5...10 мкм) вкраплень; у 1,59 рази – за кількістю вкраплень розміром 10...15 мкм, у 1,4 рази – за кількістю вкраплень розміром 20...25 мкм; у 3...9 разів – за кількістю великих (понад 35 мкм вкраплень).

**Практична цінність.** Порівняльна оцінка морфології кулястого графіту у зовнішньому, центральному та внутрішньому шарах відцентрованої заготовки дозволить вдосконалити технологічні параметри виробництва литих поршневих кілець з метою забезпечення високого ресурсу двигунів або компресорів.

**Ключові слова:** чавун, кулястий графіт, відцентрове лиття, поршневі кільця, геометричні параметри.

### Вступ

Поршневі кільця, матеріалом для яких найчастіше служать спеціальні сірі або високоміцні чавуни, відносять до особливої групи деталей для двигунів внутрішнього згорання. Хімічний склад, структура і властивості чавунів регламентуються відповідними державними та галузевими нормативними документами. Як правило, контролюються декілька важливих показників: хімічний склад, форма та характер розподілу графіту, розподіл фосфідної евтектики, ступінь перлітизації, наявність цементиту, а також можуть контролювати деякі механічні властивості. Останнім часом перевагу віддають високоміцному чавуну для виготовлення поршневих кілець, різноманітних за розмірами, вагою та призначенням.

Технологія виробництва кілець також досить широка: кільця можуть виготовлятися з індивідуальних заготовок, з суцільних масивних циліндричних заготовок, звідцентрових маслот та іншими методами. У масовому виробництві поршневих кілець діаметром до 500 мм переважно використовують відцентровий спосіб лиття маслот, який забезпечує економічність

процесу та дозволяє отримати достатньо високій рівень фізико-механічних властивостей [1].

У зв'язку з компактною формою кулястих вкраплень графіту при відцентровому литті очікується їх полегшена сегрегація і концентрація у внутрішніх зонах [2].

Крім того, зазвичай відцентрова сила буде вносити певні особливості у зародження та формування графітових кулястих вкраплень. Слід відзначити, що відомості про вплив відцентрових сил на утворення графіту у чавунах досить обмежені у науковій літературі [3, 4].

Як відомо у чавунах форма графітових вкраплень у значній мірі визначає весь комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей [5].

Тому точна оцінка морфології графітових вкраплень дозволяє прогнозувати властивості та розробляти раціональні економічно обґрунтовані технологічні процеси виготовлення литих виробів. Відомостей про кількісну різницю структури чавуну за перерізом і, особливо, про кількісні характеристики графітної фази при відцентровому литті накопичено недостатньо, що

багато в чому обмежує можливості покращення технологічних параметрів виробництва та якості поршневих кілець.

### Аналіз досліджень та публікацій

У сучасній металографії існує три способи оцінки мікроструктури [6]: кількісно – описова, напівкількісна (балова оцінка у порівнянні зі структурами стандартних шкал) та суворо кількісна оцінка за геометричними параметрами мікроскопічної будови. Перші два способи мають суб'єктивний характер і результати оцінки різних спостерігачів часто суттєво відрізняються [6].

Для усунення суб'єктивності порівняльної оцінки реальних структур чавунів з еталонними зображеннями можливо застосовувати різні комп'ютеризовані програми, що мають високу достовірність (Dup Detector v 3.122, Fast Duplicate Finder 3.7.0.1, Dupе Guru PE, AntiTwin, SyCMPi) [7].

Для забезпечення високої об'єктивності визначення структури чавунів краще використовувати кількісну оцінку за геометричними параметрами. Для оцінки форми вкраплень графіту у високоміцних чавунах можна користуватися також безрозмірними співвідношеннями між основними геометричними параметрами, що характеризують розміри вкраплень графіту.

Салтиков С. А. [6] пропонує використовувати коефіцієнт форми або фактор форми. Для плоских фігур зручно користуватися двомірним фактором форми, що визначається співвідношенням їх площі до периметру. Для круга його значення складає одиницю, для правильного шестикутника – 0,953, для квадрата – 0,886, для трикутника – 0,777. Значення двомірного фактору форми можна визначити за формулою [6]

$$\Phi = 2 \frac{\sqrt{\pi F}}{P} = 3,545 \frac{\sqrt{F}}{P}, \quad (1)$$

де  $F$  – площа вкраплення;

$P$  – периметр вкраплення.

Соценко О. В. [8] додатково радить використовувати показник компактності вкраплення

$$\Phi_K = \frac{F}{F_0}, \quad (2)$$

де  $F_0$  – площа круга, що описує вкраплення.

Для полегшення застосування цих характеристик на практиці були розроблені еталонні шкали для різноманітних модифікацій форм графітових вкраплень.

Для визначення кількості кулястих вкраплень графіту у об'ємі чавуну використовують також декілька методів [6]: зворотних діаметрів, проєкційних зображень та ін.

Визначення розподілу вкраплень графіту за розмірними групами також потребує вводити декілька показників, що визначаються методом хорд, укрупнених показників та ін. [6].

Для одночасного визначення кількості та форми графіту Юзвак В. М запропонував використовувати

індекс графіту [9]:

$$J_r = \frac{\sum a_i z}{L}, \quad (3)$$

де  $\sum a_i$  – сума максимальних розмірів вкраплень графіту, що потрапили у перехрестя окуляру у діленнях окулярної шкали;

$z$  – ціна одного ділення окулярної шкали, мм;

$L$  – довжина підрахунку (довільної січної), мм.

Однак, не зважаючи на простоту та високу достовірність запропонованих методик об'єктивність результату в значній мірі все ж таки залежить від об'єму масиву даних, кваліфікації спостерігачів, ретельності та акуратності виконання розрахунків.

Для збільшення інформації про морфологію графітної фази можна також використовувати великий масив математичних характеристик: площу вкраплень, їх периметр, кулястість, овальність, еліпсоїдність та ін. Підрахунок цих характеристик може виконуватися за допомогою спеціальних комп'ютеризованих аналізаторів, спеціально адаптованих під чавуни програм (наприклад, РОСА [10], Видео-тест. Структура та ін.), або навіть відкритих комп'ютерних аналізаторів зображень, наприклад Image J. В останньому випадку підрахунок різних морфологічних характеристик не ставить високих вимог до оператора, тривалого терміну навчання і зрозуміло для звичайного середнього користувача комп'ютера.

Розвиток можливостей сучасного лабораторного обладнання надає нові дані про генезис утворення та формування графітової фази у чавунах. Наприклад, метод томографії дозволив досліджувати безпосереднього морфологію графіту у об'ємі чавуну [11].

### Мета роботи

Визначити характерні геометричні параметри кулястих графітних вкраплень за перерізом чавунної заготовки для поршневих кілець.

### Матеріал і методика досліджень

Металографічне дослідження проведено на полірованих мікрошліфах чавуну у трьох зонах перерізу маслотної заготовки: зовнішньої, центральної (посередині заготовки) та внутрішньої.

На відцентровому верстаті отримували циліндричні маслотної заготовки із зовнішнім діаметром 65 мм та довжиною 175 мм.

Хімічний склад маслотної заготовки відповідав марці ВЧ 500-2 (ДСТУ 3925-99) та наведено у табл. 1. Для отримання кулястого графіту на дно нагрітого ковша давали нікель - магнієву лігатуру (15 % Mg) та феросилікобарій ФС65Ба4. Кількість кожної добавки складала біля 1,0 % від маси металу.

Кулястий графіт оцінювали згідно ГОСТ 3443 та за геометричними параметрами. Для цього використовували програмно-апаратний комплекс «ВидеоТест. Структура 5.0» на базі мікроскопу «ZEISS. Epityp-2» з цифровою відеокамерою «Baumer».

**Таблиця 1** – Хімічний склад високоміцного чавуну маслотної заготовки

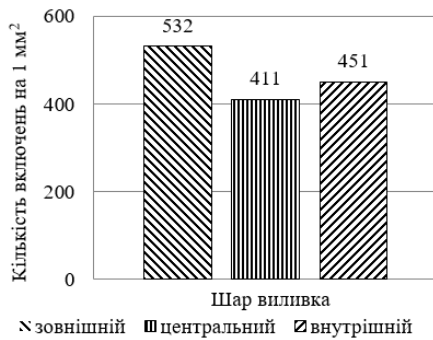
Найменування	Хімічний склад (масова частка), %				
	C	Si	Mn	P	S
Заготовка	3,40	2,60	0,34	0,10	0,02
Марка ВЧ 500 – 2 згідно ДСТУ 3925-99	3,2–3,6	1,9–2,9	0,2–0,9	не більше 0,1	не більше 0,02

Для кожного з 20 параметрів вимірювання визначали наступні статистичні характеристики:

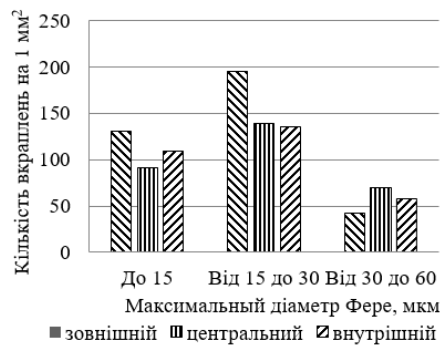
- середнє арифметичне;
- середнє квадратичне відхилення при 95 %-ній вірогідності;
- довірчий інтервал;
- коефіцієнт варіації;
- максимальне та мінімальне значення.

### Результати досліджень

Характерний вид вкраплень графіту у трьох зонах маслотної виливки показаний на рис. 1. На рис. 2–5 наведені результати порівняльного кількісного аналізу вкраплень графіту, їх розподілу за розмірними групами, а також геометричні параметри вкраплень графіту для різних зон відцентрової чавунної заготовки.

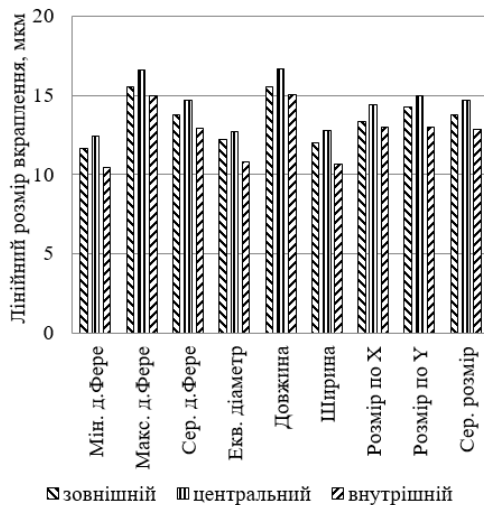


a

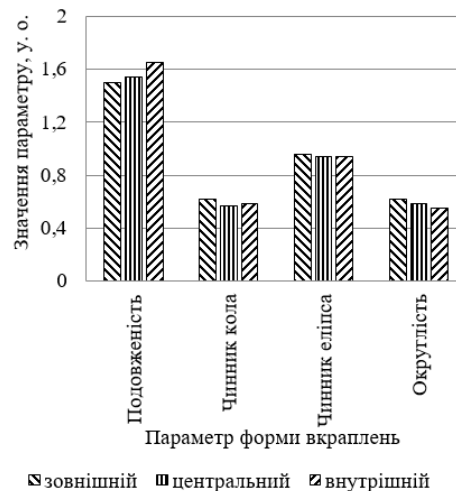


b

**Рисунок 2.** Загальна кількість вкраплень графіту (a) та їх розподіл за розмірними групами ГОСТ 3443 (б) у різних шарах поперечного перерізу відцентрової литої заготовки поршневих кілець

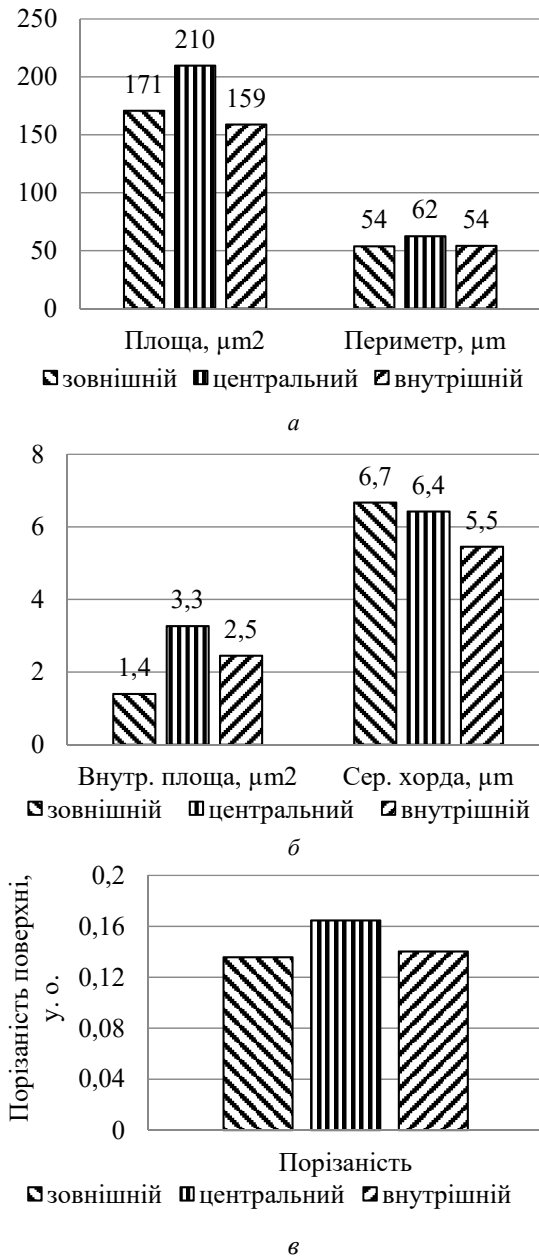


a



b

**Рисунок 3.** Геометричні параметри вкраплень графіту у зовнішньому, центральному та внутрішньому шарі перетину маслотної виливки: a – лінійні розміри вкраплень; б – параметри, що характеризують форму вкраплень

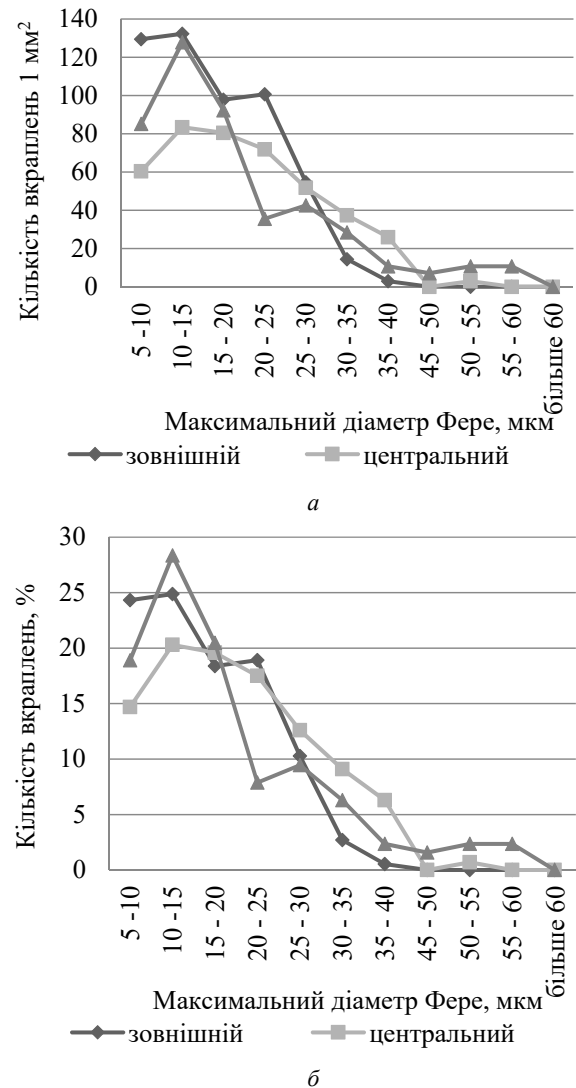


**Рисунок 4.** Порівняння параметрів вкраплень графіту у зовнішньому, центральному та внутрішньому шарі поперечного перерізу виливки

### Обговорення

Встановлено, що за перерізом маслотної заготовки існує суттєва різниця в морфології графітних вкраплень. Вкраплення графіту у внутрішній зоні мають переважно розірвану або компактну форму (рис.1). Кількість вкраплень кулястої форми тут найменша. У зовнішній зоні чавунної заготовки, що контактує з металевою формою, спостерігається найбільша кількість дрібних кулястих вкраплень графіту, ніж в інших зонах.

Слід відмітити, що наведені дані стосуються середніх даних, що вираховувалися програмою автоматично. Деякі параметри (фактор еліпсу, коефіцієнт форми,



**Рисунок 5.** Криві розподілу вкраплень графіту за розмірними групами у зовнішньому, центральному та внутрішньому шарах відцентроволитої заготовки поршневих кілець

ізіраність та ін.) майже однакові для усіх зон заготовки, коефіцієнт варіації для цих показників мають високі значення. Тому дещо втрачається «характерність» показників вкраплень графіту для кожної зони відцентрової заготовки. Точність показань буде зростати при використуванні більшої кількості полів шліфу та зростання об'єму статистичних даних. Також вираховування геометричних параметрів характерних окремих вкраплень графіту із кожної зони відцентрової заготовки дає більш відчутну різницю цих показників.

Поршневі кільця вирізають з центральної частини. В цій зоні спостерігається найкраще сполучення кількості, форми та розподілення графітної фази ніж в інших зонах. Але припуски на механічну обробку повинні бути більшими з внутрішнього боку для усунення негативної морфології графітної фази у цій зоні.

### Висновки

1. Виконано кількісний металографічний аналіз вкраплень графіту у зразках відцентроволитої заготовки поршневих кілець із високоміцного чавуну з визначенням 20-ти геометричних параметрів, що характеризують їх кількість, розміри, форму та порізаність їх поверхні.

2. Проведено порівняльне дослідження геометричних параметрів вкраплень графіту у трьох шарах поперечного перерізу маслотної виливки: зовнішньому, центральному та внутрішньому; виявлено та підтверджено кількісні відмінності в числі, розмірах, формі та ізрізаності поверхні вкраплень графіту в центральному шарі виливки та у шарах, прилеглих до її зовнішньої та внутрішньої поверхні.

3. Побудовано криві розподіли вкраплень за 6-ти розмірними групами ГОСТ 3443 та 11-ти розмірними групами, побудованими в арифметичній прогресії. Встановлено суттєві відмінності зовнішнього та центрального шарів виливки: у 2,14 рази – за кількістю дрібних (5...10 мкм) вкраплень; у 1,59 рази – за кількістю вкраплень розміром 10...15 мкм, у 1,4 рази – за кількістю вкраплень розміром 20...25 мкм; у 3...9 разів – за кількістю великих (понад 35 мкм) вкраплень.

4. У розвиток проведених кількісних досліджень кулястого графіту у відцентровій заготовці поршневих кілець доцільно продовжити набір даних за розмірним складом та іншими параметрами вкраплень графіту та використовувати метод Шайля-Шварца-Салтикова для статистичної реконструкції результатів кількісного аналізу перерізів графіту на площині шліфу.

### Список літератури

1. Александрова, Н. Н. Высококачественные чугуны для отливок [Текст] / под ред. Н. Н. Александрова. - М.: Машиностроение, 1982. – 222 с.

2. Сильман, Г. И. Изготовление и применение поршневых колец из высокопрочного чугуна. Вклад учёных и специалистов в национальную экономику [Текст] / Г. И. Сильман, А. А. Тарасов. – Брянск : Изд-во БГИТА, 2000. – Т. 2. – С. 8–9.

3. Бунин, К. П. Основы металлографии чугуна [Текст] / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. М. : Металлургия. – 1969. – 414 с.

4. Жижкина, Н. А. Структурообразование высоколегированного чугуна в поле действия центробежных сил [Текст] / Н. А. Жижкина. // Металл и литее Украины. – 2012. – № 12. – С. 11–13.

5. Гиршович, Н. Г. Справочник по чугунному литью [Текст] / под ред. Н. Г. Гиршовича. – Л. : Машиностроение, 1978. – 758 с.

6. Салтыков, А. И. Стереометрическая металлография. 3-е изд. [Текст] / А. И. Салтыков. – М. : Металлургия, 1970. – 376 с.

7. Соценко, О. В. Опыт применения методов компьютерной оценки формы графита в чугунах [Текст] / О. В. Соценко, С. Ю. Афонин // Литее. Металлургия. 2014: Материалы X научно-практической конференции (27–29 мая 2014 г., г. Запорожье) / ЗТПП. – Запорожье : Изд-во ЗТПП, 2014. – С. 227–228.

8. Соценко, О. В. Оценка компактности включений графита в высокопрочном чугуне / О. В. Соценко // Литейное производство. – 1982. – № 6. – С. 5–8.

9. Юзвак, В. М. Влияние включений графита на механические свойства чугуна / В. М. Юзвак, И. П. Волчок // Литейное производство. – 1981. – № 2. – С. 7–8.

10. Internetbasierte Klassifikation der Graphitmorphologie mit Hilfe des Stützvektorverfahrens [Электронный ресурс] / Режим доступа: [www/ URL: http://www.materialography.net/fileadmin/user\\_upload/materialography/Graphitklassifizierung/POCA.pdf](http://www.materialography.net/fileadmin/user_upload/materialography/Graphitklassifizierung/POCA.pdf). - 01.03.2016 г.

11. Velichko, A. Quantitative 3D-Gefügeanalyse – Stereologie oder Tomographie [Text] / A. Velichko, F. Mücklich // Practical Metallography. – 2008. – Vol. 45, № 9. – P. 423–439.

12. Горшков, А. А. Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна [Текст] / А. А. Горшков, М. В. Волощенко, В. В. Дубров, О. Ю. Крамаренко; под общ. ред. А. А. Горшкова. – Москва – К. : Машгиз, 1961. – 300 с.

Одержано 05.06.2023

## ANALYSIS OF THE GRAPHITE PHASE IN CENTRIFUGED BILLIONS MADE OF HIGH-QUALITY CAST IRON

Ivanov V.

Dr. Sc., Associate Professor, Head of the Department of Foundry Machines and Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [ivanov@zntu.edu.ua](mailto:ivanov@zntu.edu.ua), ORCID: 0000-0002-9216-3493

Matveishyn M.

Postgraduate student of the Department of Foundry Machines and Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [nmatveishin@gmail.com](mailto:nmatveishin@gmail.com), ORCID: 0000-0001-6050-310X

**Purpose.** To determine the characteristic geometric parameters of spherical graphite inclusions in the cross-section of a cast iron billet for piston rings.

**Research methods.** A cylindrical blank for piston rings was obtained by the centrifugal method. The chemical composition of the blank according to the ВЧ 500-2 brand (DSTU 3925-99). To obtain spherical graphite, nickel-magnesium ligature (15 % Mg) and secondary graphitizing modification with ferrosilicobarium ФС65Ba4 were used. The amount of each additive was 1.0 % of the metal mass. Spherical graphite was evaluated according to GOST 3443 and several characteristic geometric parameters. A computer image analyzer based on a “ZEISS Epityp-2” microscope with a digital video camera “Baumer” was used.

**Results.** The geometric parameters of graphite inclusions in the cross-section of a centrifugal billet made of high-strength cast iron are examined. A significant difference in the geometric parameters of spherical inclusions of graphite according to several size groups formed in different layers of the cast iron billet obtained by centrifugal casting was established.

**Scientific novelty.** Spherical graphite inclusions in the oil billet are classified according to 6 size groups of GOST 3443 and 11 size groups built in arithmetic progression. Significant differences between the outer and central layers of the casting were established: 2.14 times – by the number of small (5...10 μm) inclusions; 1.59 times – by the number of inclusions with a size of 10...15 μm, 1.4 times – by the number of inclusions with a size of 20...25 μm; 3.9 times – by the number of large (more than 35 μm inclusions).

**Practical value.** A comparative assessment of the morphology of spherical graphite in the outer, central and inner layers of the centered workpiece will allow to improve the technological parameters of the production of cast piston rings in order to ensure a high resource of engines or compressors.

**Key words:** cast iron, spherical graphite, centrifugal casting, piston rings, geometric parameters.

## References

1. Aleksandrova, N. N. (1982) Visokokachestvennie chuhuni dlia otlivok [High quality cast irons]. M.: Mashynostroenye, 222.
2. Sylman, H. Y., Tarasov, A. A. (2000) Yzgotovlenye y pryomenenye porshnevikh kolets yz vysokoprochnoho chuhuna. Vklad uchënikh y spetsyalystov v natsyonalnuui ekonomyku [Manufacture and use of piston rings from high-strength cast iron. The contribution of scientists and specialists to the national economy]. Briansk: Yzd-vo BHYTA, T. 2, 8–9.
3. Bunyn, K. P., Malynochka, Ya. N., Taran, Yu. N. (1969) Osnovi metallohrafiy chuhuna [Fundamentals of cast iron metallography]. M.: Metallurhyia, 414.
4. Zhyzhkyna, N. A. (2012) Strukturnoobrazovanye visokolehyrovannoho chuhuna v pole deistviya tse-trobeznykh syl [Structure formation of high-alloy cast iron in the field of action of centrifugal forces]. Metall y lyte Ukrainy, 12, 11–13.
5. Hyrshovych, N. H. (1978) Spravochnyk po chuhunnomu lytiu [Cast Iron Handbook]. L.: Mashynostroenye. Lenynhr. otdnye, 758.
6. Saltikov, A. Y. (1970) Stereometrycheskaia metallohrafiya. 3-e yzd. [Stereometric metallography]. M.: Metallurhyia, 376.
7. Sotsenko, O. V., Afonyn S. Yu. (2014) Opit pryomeneniya metodov kompiuternoi otsenky formi hrafiya v chuhunakh [Experience in the Application of Methods for Computer Evaluation of Graphite Shape in Cast Irons]. Lyte Metallurhyia: Materyali X nauchno-praktycheskoi konferentsyy (27 — 29 maia 2014 h., h. Zaporozhe) ZTPP. - Zaporozhe: Yzd-vo ZTPP, 227–228.
8. Sotsenko, O. V. (1982) Otsenka kompaktnosti vklucheniya hrafiya v vysokoprochnom chuhune [Evaluation of the compactness of graphite inclusions in ductile iron]. Lyteinoe proyzvodstvo, 6, 5–8.
9. Iuzvak, V. M., Volchok Y. P. (1981) Vlyianye vklucheniya hrafiya na mekhanycheskye svoistva chuhuna [Influence of graphite inclusions on the mechanical properties of cast iron]. Lyteinoe proyzvodstvo, 2, 7–8.
10. Internetbasierte Klassifikation der Graphitmorphologie mit Hilfe des Stützvektorverfahrens. Available at: www/ URL: [http://www.materialography.net/fileadmin/user\\_upload/materialography/Graphitklassifizierung/POCA.pdf](http://www.materialography.net/fileadmin/user_upload/materialography/Graphitklassifizierung/POCA.pdf). - 01.03.2016 h.
11. Velichko, A. Mücklich, F. (2008) Quantitative 3D-Gefügeanalyse — Stereologie oder Tomographie [Text]. Practical Metallography, 45(9), 423–439.
12. Horshkov, A. A., Voloshchenko M. V., Dubrov V. V., Kramarenko, O. Yu. (1961) Spravochnyk po yzgotovleniyu otlivok yz vysokoprochnoho chuhuna [Ductile Iron Casting Handbook]. Moskva – Kyev : Mash-hyz, 300.

## КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

УДК 669.018.2:620.18]:621.771

- Міщенко В. Г. д-р техн. наук, професор, професор кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: mishchen4@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-0992-478X
- Беліков С. Б. д-р техн. наук, професор, професор кафедри автомобілів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: belikov@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Клімов О. В. канд. техн. наук., доцент, декан інженерно-фізичного факультету Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: klimovo@zntu.edu.ua*, ORCID: 0000-0003-1248-6645
- Кріпак А. О. аспірантка кафедри загальної та прикладної фізики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: aliona127k@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-3415-1272
- Тонконог Д. М. аспірант кафедри загальної та прикладної фізики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: tonkonohd@gmail.com*, ORCID: 0000-0003-2642-5333
- Корнієнко В. В. аспірант кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: vkornienko268@gmail.com*, ORCID: 0009-0007-2193-3204
- Харченко А. О. аспірант кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: harchenko21@gmail.com*, ORCID: 0009-0004-3378-6596

### СТВОРЕННЯ СПЕЦІАЛЬНОГО КОНСТРУКЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ МЕТОДОМ ПРОКАТУВАННЯ АСИМЕТРИЧНИХ ПАКЕТІВ ДЛЯ ВИРОБІВ ПОДВІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

**Мета роботи.** Об'єктом дослідження було створення біметалевого матеріалу з підвищеними механічними та експлуатаційними властивостями методом прокатування асиметричних пакетів. За попередніми результатами досліджень структури та властивостей були вибрані оптимальні склади основи та плакувального шару біметалевої заготовки з найменшою різницею коефіцієнтів термічного розширення. За допомогою асиметричного прокатування пакетів основи – сталь 14X17H13КМБч + плакувального шару – сталь 03X17H3Г9МБДЮч виготовлено біметалеву заготовку, яка мала низькі напруження в зварному шві та зоні термічного впливу, на відміну від пакету 14X17H13КМБч+10ХФТБч. Тому в процесі магністермічного виробництва губчастого титану на зразках біметалу не спостерігали жолоблення та термічних тріщин. Натікання нікелю в губчастий титан з поверхні плакувального шару в процесі відновлення не перевищувало 0,004 % мас. в перших п'яти блоках титану з початку експлуатації.

**Методи дослідження.** Металографічний, дюрOMETричний, дилатометричний.

**Отримані результати.** За допомогою дилатометричного дослідження були отримані коефіцієнти теплового розширення зразків сталей основи – 14X17H13КМБч, та сталей плакувального шару – 10ХФТБч та 03X17H3Г9МБДЮч. В результаті досліджень близьких до виробничих умов отримано біметалеву заготовку, яка не піддається жолобленню, є тріщиностійкою та не спричиняє натікання нікелю у титанову губку.

**Наукова новизна.** На основі експериментальних даних встановлений розвиток руйнування внутрішньої поверхні реакторів магністермічного процесу отримання губчастого титану, яка зазнає дії температури, механічного навантаження і періодичного контакту з тетрахлоридом титану, рідким магнієм та хлоридом магнію, що призводить до жолоблення, появи тріщин реактору та натікання нікелю в титанову губку. Показано, що для усунення цих небажаних явищ необхідно застосовувати біметалевий матеріал різного хімічного складу з близькими структурою та фізико-механічними властивостями: коефіцієнту термічного розширення, твердості та границі міцності.



**Практична цінність.** На підставі результатів досліджень розроблено хімічний склад основи – сталь 14X17H13KMБч, плакувального шару – сталь 03X17H3Г9МБДЮч та режим гарячої деформації, що дозволило отримати необхідні структури, фізико-механічні та службові властивості.

**Ключові слова:** асиметричний пакет, біметалева заготовка, жолоблення, зона термічного впливу, магніє-термічне виробництво губчастого титану, плакувальний шар, реактор, сталь-основа.

## Вступ

Вимоги до спеціальних матеріалів, які застосовують в аерокосмічній галузі невинно динамічно зростають. Відповідно до них ускладнюються хімічні склади, способи та технології виготовлення матеріалів із значним різноманіттям функціональних властивостей. Наприклад, відома американська фірма «Boeing» обмежила вміст нікелю в лопаточних титанових сплавах до  $\leq 0,004\%$  мас., наприклад Ti-6Al-4V [1], що спричинило проблему промислового виробництва губчастого титану на всіх існуючих підприємствах світу, які застосовують магнієтермічний метод його отримання, який є єдиним комерційним методом виготовлення титанової губки в Україні [2]. Забруднення нікелем титанової губки, в процесі її виготовлення, відбувається за рахунок натікання компонентів хромонікелевих сталей типу AISI 304, AISI 321, 05X18H10T ДСТУ із внутрішніх стінок реактору [3, 4]. Авторами запропоновано сплав для виготовлення реторт [5]. Попередніми дослідженнями корозійної тривкості перспективних сталей для виготовлення реакторів не встановлено безнікелевого сплаву [6]. Захист від забруднень титанової губки із внутрішніх стінок реактору і, водночас, збільшення терміну його експлуатації можливий тільки за рахунок створення біметалевого матеріалу для виготовлення реактору з різними службовими властивостями його внутрішньої і зовнішньої поверхні [7, 8].

Дослідженнями при створенні біметалу з використанням методу зварювання тиском [9] із сталей 10ХФТБч+14Х17Н13КМБч спостерігали появу тріщин у зварному шві, які утворилися в результаті значної різниці коефіцієнтів термічного розширення сталей (рис. 1). До того ж використання реактору з біметалу (10ХФТБч+14Х17Н13КМБч) на виробництві показало його ненадійність через жолоблення при нагріванні та охолодженні.

В роботі розглядається можливість заміни плакувального шару біметалу зі сталі 10ХФТБч на сталь 03Х17Н3Г9МБДЮч [10]. Встановлено, що різниця коефіцієнтів термічного розширення сталей плакувального шару 03Х17Н3Г9МБДЮч та основи біметалу 14Х17Н13КМБч [11] значно менша ніж сталей (10ХФТБч+14Х17Н13КМБч), а при підвищенні температури з 200 °С до 1000 °С вона ще зменшується (рис. 2). Структурний стан основи біметалевої заготовки – (аустеніт + карбіди) і плакувального шару – (теж аустеніт + карбіди) при робочій температурі 850 °С не змінюється в процесі всього терміну експлуатації [12, 13].

В роботі [14] розглядається проблема пластичного деформування реактору в процесі відновлення тетраклориду титану, в якій встановлено вимоги до матеріалу реакторів, що попереджують появу пластичної

деформації при температурі експлуатації 950 °С: коефіцієнт лінійного розширення  $\alpha \leq 20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , умовна границя плинності  $\sigma_{0,2} \geq 120 \text{ МПа}$ . А в роботі [15] розглянуто метод відновлення вихідної форми реторти, що значно ускладнює технологічний процес отримання високоякісної титанової губки.



**Рисунок 1.** Біметалева заготовка із сталей 14Х17Н13КМБч+10ХФТБч, яка отримана методом прокатування асиметричних пакетів

## Мета роботи

Основною метою досліджень було обрати раціональні хімічні склади плакувального шару та основи для виготовлення біметалу методом прокатування асиметричних пакетів з підвищеними фізико-механічними та експлуатаційними властивостями.

## Матеріал і методика досліджень

Дослідження впливу режиму гарячої деформації прокатуванням асиметричних пакетів виконували на сталях:

- аустенітний клас 14Х17Н13КМБч – основа;
- аустенітно-феритний клас 03Х17Н3Г9МБДЮч – плакувальний шар;
- ферито-перлітний клас 10ХФТБч – плакувальний шар.

Лабораторні сталі виготовили в індукційній печі масою розплав 120 кг з основною футеровкою.

Після зачищення по великим граням сталь основи та сталь плакувального шару збирали у пакет і місця з'єднання зварювали по периметру (рис. 6). Гаряче прокатування асиметричних пакетів виконували при 1100 °С і ступенем деформації  $\varepsilon = 50\%$  (рис. 7а, б).

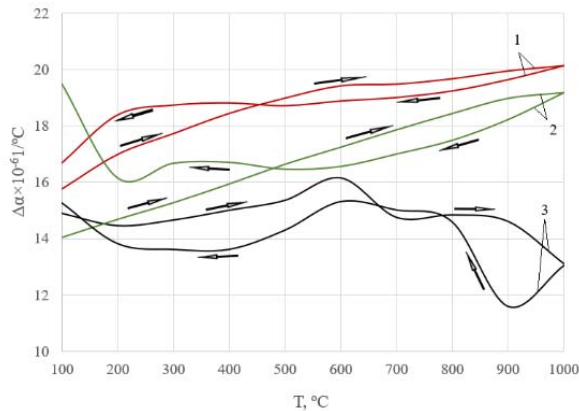
Твердість вимірювали на приладі «Роквелл» за шкалою HRB 30/100 з похибкою  $\pm 1,5 \text{ HRB}$ .

Визначення коефіцієнтів термічного розширення дослідних сталей виконували на диференціальному dilatометрі «Schewenard» в умовах рівномірного нагрівання від 20 °С до 1000 °С та швидкого та повільного охолодження (рис. 2, 3).

Дослідження мікроструктури зварених з'єднань проводили на мікроскопі МИМ-8 при збільшенні 180 раз. Травлення зразків виконували хімічним способом в реактиві Вілела наступного складу: пікринова кислота – 5 мл, етиловий спирт – 95 мл, або у реактиві для титану: HF – 20 мл, HNO<sub>3</sub> – 20 мл, вода – 60 мл.

### Результати досліджень та їх обговорення

Для визначення залежностей коефіцієнтів термічного розширення сталей від температури нагріву, швидкого та повільного охолодження, проведені дилатометричні випробування зразків основи сталі 14X17H13KMБч і плакувального шару сталей 03X17H3Г9МБДЮч та 10ХФТБч (рис. 2, 3).



**Рисунок 2.** Дилатометричні криві залежності коефіцієнту термічного розширення досліджуваних сталей від температури нагріву та швидкого охолодження:

1 – 14X17H13KMБч; 2 – 03X17H3Г9МБДЮч;  
3 – 10ХФТБч

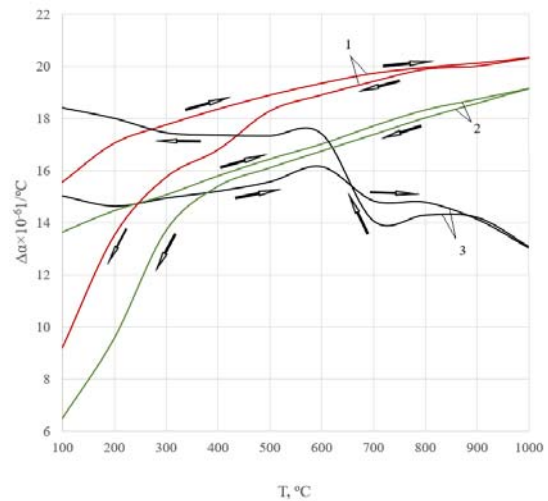
Швидке охолодження сталі 10ХФТБч призводить до різкої зміни коефіцієнту термічного розширення. Мікроструктура сталі 14X17H13KMБч – основи біметалу є стабільний легований аустеніт, тому коефіцієнт термічного розширення залишається незмінним при робочих температурах реактору (див. рис. 2). У біметалі (10ХФТБч+14X17H13KMБч) при 910 °С різниця коефіцієнтів термічного розширення досягає максимуму –  $6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$  і спричиняє виникнення напружень, які призводять до жолоблення та появи тріщин реакторів.

Сталь 03X17H3Г9МБДЮч має подібну поведінку коефіцієнту термічного розширення від зміни температури, як і основа біметалу сталь 14X17H13KMБч і, відповідно, мінімальну різницю коефіцієнтів термічного розширення при швидкому та повільному охолодженні (рис. 2, 3). Лише при температурі близько 225 °С відбувається часткове перетворення сталі 03X17H3Г9МБДЮч, яке не може бути причиною появи тріщин при порівняно низьких температурах  $\leq 300$  °С.

При повільному охолодженні сталі 10ХФТБч коефіцієнт термічного розширення зростає в результаті часткового розпаду аустенітної складової на перліт (рис. 3, 4).

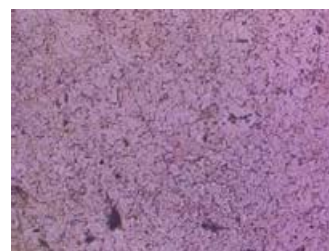
Водночас, коефіцієнт термічного розширення сталі 14X17H13KMБч повільно зменшується, а у сталі 10ХФТБч збільшується, тому кінцева різниця коефіціє-

нтів термічного розширення цих сталей різко збільшується. Коефіцієнт термічного розширення плакувального шару – сталі 03X17H3Г9МБДЮч змінюється подібно до коефіцієнту термічного розширення основи (сталі 14X17H13KMБч), а кінцева різниця їхніх коефіцієнтів термічного розширення не перевищує  $2 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ . Мікроструктурою сталей основи та плакувального шару біметалу є переважно аустеніт + карбіди (рис. 5). Твердість сталей (10ХФТБч+14X17H13KMБч) в зоні термічного впливу біметалу значно відрізняється: основа – 88 HRB, плакувальний шар – 72 HRB. В біметалі (03X17H3Г9МБДЮч+ 14X17H13KMБч), відповідно, 88 HRB та 90 HRB.

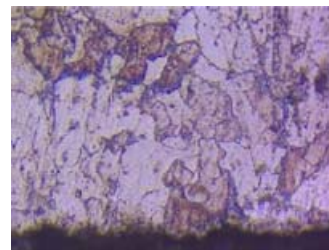


**Рисунок 3.** Дилатометричні криві залежності коефіцієнту термічного розширення досліджуваних сталей від температури нагріву та повільного охолодження:

1 – 14X17H13KMБч; 2 – 03X17H3Г9МБДЮч;  
3 – 10ХФТБч



a

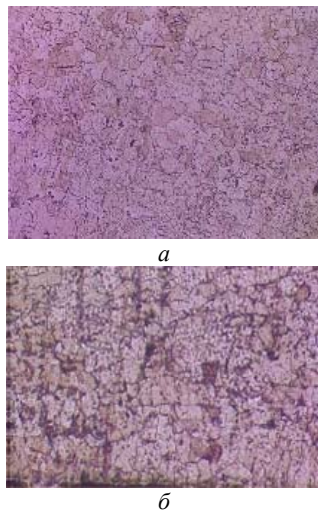


b

**Рисунок 4.** Мікроструктура сталей в зоні термічного впливу,  $\times 180$ : a – сталь 14X17H13KMБч;  
b – сталь 10ХФТБч

Заготовки різних сталей (плакувального шару + основи) зварювали у пакет для виготовлення біметалу

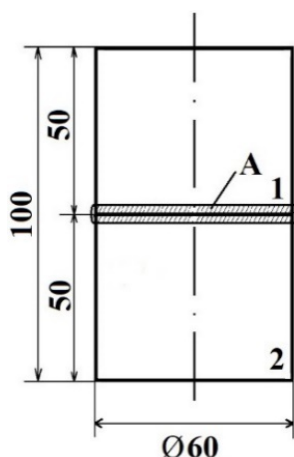
методом площення асиметричних пакетів при температурі 1000 °С і ступенем деформації  $\varepsilon = 50\%$  (рис. 6).



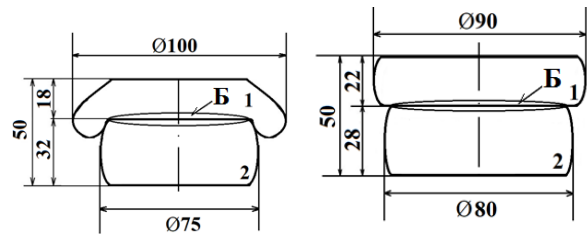
**Рисунок 5.** Мікроструктура в зоні термічного впливу,  $\times 180$ :  
 а – сталь 14Х17Н13КМБч; б – сталь 03Х17Н3Г9МБДЮч

Після деформації пакету (10ХФТБч+14Х17Н13КМБч) отримали біметалеву асиметричну заготовку з різними ступенями деформації плакувального шару та основи (рис. 7а).

Наступний пакет (03Х17Н3Г9МБДЮч+14Х17Н13КМБч) був майже симетричний із подібною структурою та фізико-механічними властивостями (рис. 7б). Зразки біметалу (03Х17Н3Г9МБДЮч+14Х17Н13КМБч), які піддавали випробуванням в процесі відновлення у реакторі показали задовільний результат. Після випробувань концентрація нікелю на поверхні металу (плакувального шару) залишилась незмінною, а його товщина до п'ятого циклу не змінювалась.



**Рисунок 6.** Схема зварного пакету для біметалу методом асиметричного площення:  
 1 – плакувальний шар; 2 – основа



**Рисунок 7.** Біметалеві заготовки на основі сталі 14Х17Н13КМБч з плакувальними шарами з різних марок сталей: а – 10ХФТБч+14Х17Н13КМБч; б – 03Х17Н3Г9МБДЮч+14Х17Н13КМБч

### Висновки

1. Встановлено, що причиною жолоблення та тріщиноутворення біметалу (10ХФТБч+14Х17Н13КМБч) є значна різниця коефіцієнтів термічного розширення цих сталей в широкому інтервалі температур, що спричиняє напруження, які перевищують порогові значення міцності зварного з'єднання.

2. За результатами досліджень запропоновано використовувати біметал зі сталей 03Х17Н3Г9МБДЮч та 14Х17Н13КМБч, які мають близькі коефіцієнти термічного розширення і, водночас, низький вміст нікелю в плакувальному шарі, що забезпечує мінімальність його натікання у губчастий титан та граничну його концентрацію  $\leq 0,004\%$  мас.

### Список літератури

- Application and features of Titanium for the aerospace industry / Ikuhiro I., Yoshihisa S., Tsutomu T., Nozomu A. // Nippon steel & sumitomo metal technical report. – 2014. – No. 106.
- Обзор технологий производства титана / Червоный И. Ф. Д. А. Листопад, В. И. Иващенко, Р. Н. Воляр // Металургия. Збірник наукових праць ЗДІА. – Запоріжжя : ЗДІА, 2009. – № 19. – С. 24–28.
- Механизмы разрушения материалов реторт в магнетермическом производстве губчатого титана / Мищенко В. Г., Капитан А. В., Твердохлеб С.В., Лазечный И. Н. // Оборудование и технология термической обработки металлов и сплавов : сборник докладов 4-й Международной конференции. – Харьков : ННЦХФТИ, ИПЦ «Контраст», 2003. – С. 51–58.
- Листопад Д. А. Усовершенствование магнетермического процесса получения титана губчатого с целью снижения поступления примесей / Листопад Д. А. – ТАРП. – 3 (1(5)). – С. 13–14.
- Жаропрочная коррозионностойкая сталь : Евразийский патент. МПК С22С 38/58 (2006.01) / Мищенко В. Г., Савкин Д. В. – № 010206 ; заявл. 02.10.06; опубл. 30.06.08
- Тонконог Д. М. Дослідження корозійної тривкості жароміцних хромонікелевих сталей для авіадвигунобудування / Тонконог Д. М., Кріпак А. О. // Modern research in world science. Proceedings of the 6th International scientific and practical conference, SPC-Sci-conf.com.ua. – Lviv, Ukraine, – 2022. – P. 21–27.
- Мищенко В. Г. Развитие разрушения аппаратов восстановления и примеси в губчатом титане / Мищенко В. Г., Тонконог Д. М., Кріпак А. О. // Вісник двигунобудування. – 2004. – № 3 (6). – С. 135–137.

8. Формирование неоднородности структуры и фазового состава коррозионностойких сталей реакторов для производства губчатого титана после эксплуатации / Мищенко, В. Г., Снежной Г. В., Снежной В. Л., Савкин Д. В. // Титан. – 2009. – № 4 (26). – С. 10–13.

9. Спеціальні способи зварювання, за загальною редакцією академіка НАН України, доктора технічних наук, професора Б. Є. Патона / Кривцун, І. В., Квасницький В. В., Максимов, С. Ю., Єрмолаєв Г. В. – Миколаїв : НУК, 2017. – 346 с.

10. The changes of chrome-nikel-manganese steels phase terms properties in course of operational heating / Mishchenko V. G., Ievsieva V. N., Lazechnyy I. // Scientific Letters of Academic Society of Michal Baludansky. – 2014. – № 2 (1). – С. 89–94.

11. Кріпак А. О. Регресійний аналіз для отримання оптимального хімічного складу жароміцного сплаву / Кріпак А. О., Міщенко В. Г. : матеріали III Міжнародної науково-практичної інтернет-конференції «Розвиток сучасної науки та освіти: реалії, проблеми якості, інновації» (30 вересня 2022). – Запоріжжя : ТДАТУ, 2022. – С. 153–156.

12. Кріпак А. О. Структура та механічні властивості

аустенітних жароміцних сплавів різного функціонального призначення / Кріпак А. О. // XV Міжнародна науково-технічна конференція «Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (8 листопада 2022). – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2022.

13. Кріпак А. О. Утворення спеціальних карбідів в жароміцній сталі на залізохромонікелевій основі / Кріпак А. О., Міщенко В. Г. // XXV Міжнародна молодіжна науково-практична конференція «Людина і космос» (12–14 квітня 2023) Дніпро : Національний центр аерокосмічної освіти молоді ім. О. М. Макарова, 2023.

14. Mishchenko V. Determining the thermoplastic deformation mechanism of titanium reduction reactors and recommendations to increase the reactor service life / Mishchenko, V., Loskutov S., Kripak A. // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 2022. – 5 (7–119). – С. 14–20.

15. Тонконог Д. М. Розробка методу відновлення форми реактору у виробництві губчатого титану / Тонконог, Д. М., Міщенко В. Г. // Збірник наукових праць студентів, аспірантів і молодих вчених «Молода наука-2019» : у 5 т. – Запоріжжя, 2009. – С. 12–14.

Одержано 25.05.2023

## CREATION OF SPECIAL CONSTRUCTION MATERIAL USING THE ROLLING METHOD OF ASYMMETRICAL PACKAGES FOR DUAL-PURPOSE PRODUCTS

- Mishchenko V. Dr. Sc., Professor, professor of the department of integrated welding technologies and structural modeling, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [mishchen4@gmail.com](mailto:mishchen4@gmail.com), ORCID: 0000-0003-0992-478X
- Byelikov S. Dr. Sc., Professor, professor of the automobile Department, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [belikov@zp.edu.ua](mailto:belikov@zp.edu.ua), ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Klimov O. PhD., Associate Professor, Dean of the Faculty of Engineering and Physics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [klimovo@zntu.edu.ua](mailto:klimovo@zntu.edu.ua), ORCID: 0000-0003-1248-6645
- Kripak A. Postgraduate student of the Department of General and Applied Physics, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [aliona127k@gmail.com](mailto:aliona127k@gmail.com), ORCID : 0000-0003-3415-1272
- Tonkonoh D. Postgraduate student of the Department of General and Applied Physics, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [tonkonohd@gmail.com](mailto:tonkonohd@gmail.com), ORCID: 0000-0003-2642-5333
- Kornienko V. Postgraduate student of the department of integrated welding technologies and structural modeling, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [vkornienko268@gmail.com](mailto:vkornienko268@gmail.com), ORCID: 0009-0007-2193-3204
- Kharchenko A. Postgraduate student of the department of integrated welding technologies and structural modeling, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [harchenko21@gmail.com](mailto:harchenko21@gmail.com), ORCID: 0009-0004-3378-6596

**Purpose.** The object of research in this work was the creation of a bimetallic material with increased mechanical and operational properties by rolling asymmetric packages. According to the preliminary results of the structure and properties research, the optimal compositions of the base and cladding layer of the bimetallic workpiece with the smallest difference in thermal expansion coefficients were selected. With the help of asymmetric rolling of base packages – steel 14X17H13КМБх + cladding layer-steel 03X17H3Г9МБДЮч, a bimetallic workpiece was made, which had low stresses in the welded seam and the zone of thermal influence, unlike the package 14X17H13КМБх + 10ХФТБх. Therefore, no grooving and thermal cracks were observed in the bimetal samples during the magneithermal production of spongy titanium. The inflow of nickel into spongy titanium from the surface of the plating layer during the recovery process did not exceed 0.004 % by mass. in the first five blocks of titanium since the beginning of operation.

**Research methods.** Metallographic, durometric, dilatometric.

**Results.** With the help of dilatometric research, the coefficients of thermal expansion of samples of base steels – 14X17H13KMБx, and steels of the cladding layer – 10XФТБx and 03X17H3Г9МБДЮч were obtained. As a result of research close to production conditions, a bimetallic workpiece was obtained, which is not subject to gouging, is crack-resistant and does not cause nickel to flow into the titanium sponge.

**Scientific novelty.** On the basis of experimental data, the development of destruction of the inner surface of the reactors of the magnetothermal process for the production of sponge titanium, which is subjected to temperature, mechanical load and periodic contact with titanium tetrachloride, liquid magnesium and magnesium chloride, which leads to grooving, the appearance of cracks in the reactor and the inflow of nickel into the titanium sponge, has been established. It is shown that in order to eliminate these undesirable phenomena, it is necessary to use a bimetallic material of different chemical composition with similar structure and physical and mechanical properties: coefficient of thermal expansion, hardness and strength limit.

**Practical value.** On the basis of research results, the chemical composition of the base – steel 14X17H13KMБч, cladding layer – steel 03X17H3Г9МБДЮч and the mode of hot deformation were developed, which made it possible to obtain the necessary structure, physico-mechanical and service properties.

**Key words:** asymmetric package, bimetallic workpiece, grooving, thermally affected zone, magnetothermal production of spongy titanium, plating layer, reactor, base steel.

## References

1. Ikuhiro I., Yoshihisa S., Tsutomu T., Nozomu A. (2014). Application and features of Titanium for the aerospace industry. Nippon steel & sumitomo metal technical report no. 106.
2. Chervonyj, I. F., Listopad D. A., Ivashenko V. I., Volyar R. N. (2009). Obzor tehnologij proizvodstva titana. Metalurgiya. Zbirnik naukovih prac ZDIA. Zaporizhzhya : ZDIA, 19, 24 – 28.
3. Mishhenko V. G., Kapitan A.V., Tverdohleб S. V., Lazechnyj I. N. (2003). Mehanizmy razrusheniya materialov retort v magnietermicheskom proizvodstve gubchatogo titana. Oborudovanie i tehnologija termicheskoy obrabotki metallov i splavov: Sbornik dokladov 4-j Mezhdunarodnoj konferencii. Har'kov: NNCHFTI, IPC "Kontrast", 51–58.
4. Listopad, D. A. (2012). Uovershenstvovanie magnie-termicheskogo processa polucheniya titana gubchatogo s celyu snizheniya postupleniya primesej. TARP. 2012, 3, (1(5)), 13–14.
5. Mishhenko V. G., Savkin D. V. (2008). Zharoprochnaya korroziyностojkaya stal. Yevrazijskij patent. MPK S22S 38/58 (2006.01). № 010206 ; zayavl. 02.10.06 ; opubl. 30.06.08
6. Tonkonog, D. M., Kripak A. O. (2022). Doslidzhennya korozijnoyi triv-kosti zharomicnih hromonikelevih stalej dlya aviadvi-gunobuduvannya. Modern research in world science. Proceedings of the 6th International scientific and practical conference. SPC Sci-conf.com.ual. Lviv, Ukraine. 21–27.
7. Mishhenko V.G., Tverdohleб S.V., Omel'chenko O.S. (2004). Razvitie razrusheniya apparatov vosstanovleniya i primesi v gubchatom titane. Visnik dvigunobuduvannya. Naukovo-tehnichnij zhurnal. Zaporozh'ie: OAO "Motor Sich", 3 (6), 135–137.
8. Mishhenko V.G., Snezhnoj G.V., Snezhnoj V.L., Savkin D.V. (2009). Formirovanie neodnorodnosti struktury i fazovogo sostava korroziyностojkih stalej reaktorov dlja proizvodstva gubchatogo titana posle jeksplyuatsii. Titan, 4 (26), 10–13.
9. Krivcun I. V., Kvasnickij, Maksimov S. Yu. Yermolayev G. V. (2017). Specialni sposoby zvaryuvannya. Za zagalnoyu redakciyeyu akademika NAN Ukraini, doktora tecnichnih nauk, profesora B. Ye. Patona. Mykolayiv: NUK, 346.
10. Mishchenko V., Ievsieva N., Lazechnyj I. (2014). The changes of chrome-nikel-manganese steels phase terms properties in course of operational heating. Scientific Letters of Academic Society of Michal Baludansky. 2, (1), 89–94.
11. Kripak, A. O., Mishhenko V. G. (2022). Regresijnij analiz dlya otrimannya optimalnogo himichnogo skladu zharo-micnogo splavu. Materiali III Mizhnarodnoyi naukovo-praktichnoyi internet-konferenciyi «Rozvitok suchasnoyi nauki ta osviti: realiyi, problemi yakosti, innovaciyi» (30 veresnya 2022). Zaporizhzhya : TDATU, 153–156.
12. Kripak, A. O. (2022). Struktura ta mehanichni vlasti-vosti austenitnih zharomicnih splaviv riznogo funkci-onalnogo priznachennya. XV Mizhnarodna naukovo-tehnichna konferenciya "Novi stali ta splavi i metodi yih obroblennya dlya pidvishennya nadijnosti ta dovgovichnosti virobiv" (8 listopada 2022). Zaporizhzhya: NU "Zaporizka politehnika".
13. Kripak A. O., Mishhenko V. G. (2023). Utvorennya specialnih karbidiv v zharomicnij stali na zalizohromonikelevij osnovi : XXV Mizhnarodna molodizhna naukovo-praktichna konferenciya «Lyudina i kosmos» (12–14 of April 2023). Dnipro: Naci-onalnij centr aekrokosmichnoyi osviti molodi im. O.M. Makarova.
14. Mishchenko V., Loskutov S., Kripak A. (2022). Determining the thermoplastic deformation mechanism of titanium reduction reactors and recommendations to increase the reactor service life. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 5 (7–119), 14–20.
15. Tonkonog, D. M. (2019). Rozrobka metodu vidnovlennya formi reaktoru u virobnictvi gubchatogo titanu. Zbirnik naukovih prac studentiv, aspirantiv i molodih vchenih «Moloda nauka-2019» : u 5 t. / D. M. Tonkonog, V. G. Mishhenko // Zaporizkij nacionalnij universitet. Zaporizhzhya : ZNU, 1, 12–14.

## ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

### TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

УДК 621.742

- Лютий Р. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри ливарного виробництва Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна, *e-mail*: rvl2005@ukr.net, ORCID: 0000-0001-6655-6499
- Федоров М. М. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології і обладнання ливарного виробництва Донбаської державної машинобудівної академії, м. Краматорськ, Україна, *e-mail*: nikolay.fyodorov@gmail.com, ORCID: 0000-0002-2149-5861
- Фесенко М. А. канд. техн. наук, доцент, провідний науковий співробітник 1-го науково-дослідного відділу науково-дослідної лабораторії криміналістичної та спеціальної техніки державного НДІ МВС України, Київ, Україна, *e-mail*: fesmak@ukr.net, ORCID: 0000-0001-8218-4154
- Люта Д. В. канд. техн. наук, кафедра ливарного виробництва Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ, Україна, *e-mail*: dawusikya@gmail.com, ORCID: 0000-0002-5247-4713

### РЕГУЛЮВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПІЩАНО-ГЛИНЯСТИХ ФОРМУВАЛЬНИХ СУМІШЕЙ ДОБАВКАМИ ФОСФАТІВ НАТРІЮ

**Мета роботи.** Вивчення впливу добавок фосфатів натрію на властивості оборотної піщано-глинястої суміші в сирому і сухому стані для підвищення якості виливків із залізвуглецевих і алюмінієвих сплавів.

**Методи дослідження.** Використано оборотну формувальну суміш на основі кварцового піску та каолінової глини. Досліджено вплив трьох добавок (триполіфосфат натрію, гексаметафосфат натрію та пірофосфат натрію) в кількості від 0,5 до 2,0 %. Визначено властивості: вміст глинястої складової, міцність, газопроникність, обсипаємість, текучість, формувальність, ущільнювальність суміші – за стандартними методами.

**Отримані результати.** Досліджено ефективні добавки для забезпечення можливостей багаторазового використання оборотних формувальних піщано-глинястих сумішей. Особливу увагу приділено регулюванню властивостей суміші в сухому стані, оскільки це питання на сьогодні значно менше досліджено. З цією метою вперше використано фосфати натрію, які виробляються хімічною промисловістю в достатній кількості. Як матеріали, які впливають на властивості суміші в цілому, їх раніше не розглядали.

**Наукова новизна.** Вперше встановлено позитивний вплив добавок фосфатів натрію на фізико-механічні властивості оборотних піщано-глинястих сумішей (міцність та обсипаємість). Цей вплив проявляється в тому, що вказані добавки сприяють незначному покращенню властивостей у сирому стані і дуже значному покращенню цих властивостей в сухому стані. На важливі технологічні властивості (текучість, ущільнювальність, формувальність) вплив практично відсутній.

**Практична цінність.** За результатами проведених експериментів рекомендовано використовувати добавки триполіфосфату або гексаметафосфату натрію в кількості від 0,5 до 1,0 % для значного покращення властивостей піщано-глинястих ливарних форм у сухому стані. Використання цих добавок усуває появу поверхневих дефектів у литих деталях із алюмінієвих та залізвуглецевих сплавів.

**Ключові слова:** виливок, властивості, ливарна форма, міцність, оборотна суміш, формувальна суміш, фосфати натрію.

#### Вступ

Лиття у піщано-глинясті форми є найпоширенішим процесом виготовлення литих деталей у світі. Перевагами процесу є високі обсяги вироб-

ництва, низькі виробничі витрати, легкість в управлінні [1]. Оскільки зниження цін залишається важливою глобальною тенденцією, процес виготовлення сирих піщаних форм і далі залишатиметься основним в ливарному виробництві [2, 3].

В Україні для потреб ливарного виробництва споживається близько 15 % всього використовуваного бентоніту, тоді як в Європі цей показник становить понад 50 % [4]. Отже, слід очікувати подальшого розширення промислових обсягів процесу лиття у піщано-глинясті форми.

Для формовки по-сирому використовують піщано-бентонітові суміші з вологовмістом 2,8...3,2 %. В технологічних процесах формовки по-сухому застосовують піщано-каолінові суміші, форми з яких сушать при температурах 200...350 °C [5].

Проведені у різні роки статистичні дослідження показали, що 45...55 % втрат від браку виливків обумовлено коливаннями складу і, відповідно, властивостей формувальних сумішей [6].

### Аналіз досліджень та публікацій

Підвищення якості виливків досягають шляхом введення в формувальну суміш спеціальних добавок. У піщано-бентонітових сумішах для формовки по-сирому використовують чотири види добавок: проти-пригарні, протиужиминні, для покращення технологічних властивостей, стабілізатори вологості [7].

Стійкість до утворення ужимин підвищують за рахунок добавок 0,75 % целолігніну (речовини, яка утворюється при переробленні дубової сировини) [4], 1,5 % агрімусу (побічного продукту проведення пентозного гідролізу кукурудзяних качанів) [5, 8], 1,0 % екструзійного крохмаловмісного реагенту або 0,1 % крохмаліту [4, 5, 9]. Ці добавки також позитивно впливають на технологічні властивості, а деякі з них – на міцність і газопроникність суміші.

Для поліпшення ущільнювальності, текучості і формувальності єдиних піщано-бентонітових сумішей до їх складу вводять добавки ПАР (ДС-РАС, контакт Петрова), органічні зв'язувальні компоненти (КО, УСК), знижувачі в'язкості (нітролігнін [10], окзіл [5], ПФЛХ – поліфенольний лісохімічний знижувач в'язкості), УШР (вуглелужний реагент), ігетан у кількості 0,1...0,5 % [11]. Додавання зокрема ПАР дає змогу не тільки покращити умови змішування компонентів суміші, але й забезпечує можливість значно скоротити тривалість сумішоприготування (в 1,5 рази) до досягнення оптимальних показників технологічних властивостей.

Для зниження обсапаємості, підвищення текучості і досягнення рівномірної щільності суміші в готовій формі до неї додають мінеральну олію в кількості 0,1...1,0 % [12] або азбест [5]. Текучість також підвищується після додавання 2,0 % технічного лігно-сульфонату [8] або патоки [13].

Для зниження в'язкості піщано-бентонітових суспензій, які використовують в процесі приготування сумішей, використовують добавки гексаметафосфату натрію або триполіфосфату натрію в кількості 0,5...1,5 % [13]. Добавки призводять до зниження витрати бентоніту та підвищення технологічних властивостей суміші.

В одиничному і дрібносерійному виробництві часто використовують формовку у піщано-глинястих

формах по-сухому. Після сушіння суміш не містить вологи, має підвищену загальну та поверхневу міцність, менше схильна до фізико-хімічної взаємодії з металевими розплавами, а тому забезпечує кращу якість литих поверхонь [1, 11]. Однак після багаторазового використання властивості суміші значною мірою знижуються через накопичення значної кількості небажаних домішок (пилу, вуглецевих та органічних речовин, неактивної глини тощо). В результаті знижується міцність та газопроникність, підвищується обсапаємість. Також знижуються технологічні властивості, важливі для якісного відтворення сумішню конфігурації модельного оснащення, що в комплексі призводить до появи у виливках відповідних дефектів [6, 15].

Для вирішення цієї проблеми, як визначено із літературних джерел, використовують добавки у відносно невеликій (не більше 2 %) кількості. Основне призначення добавок – збільшення міцності і зниження обсапаємості в сухому стані, без погіршення основних показників у сирому стані.

В цьому плані актуально дослідити добавки фосфатів натрію, які виробляються хімічною промисловістю в достатній кількості. Деякі з них (зокрема, триполіфосфат і гексаметафосфат) знайшли обмежене застосування, виключно як технологічні добавки у бентонітових суспензіях. Як матеріали, які впливають на властивості суміші в цілому, їх не розглядали. Крім них, у наших попередніх роботах створено новий зв'язувальний компонент на основі ортофосфорної кислоти і триполіфосфату натрію, призначений для виготовлення стрижнів при нагріванні до 150 °C [16, 17]. Цей матеріал також може потенційно розглядатися як технологічна добавка в формувальній суміші.

### Мета роботи

**Метою роботи** є вивчення впливу добавок фосфатів натрію на властивості оборотної піщано-глинястої суміші в сирому і сухому стані для підвищення якості виливків із залізозвуглецевих і алюмінієвих сплавів.

#### Задачі:

1. Проаналізувати властивості оборотної формувальної суміші в сирому і сухому стані та визначити показники, які найбільш негативно впливають на якість литва.

2. Дослідити вплив трьох добавок (триполіфосфату натрію; гексаметафосфату натрію; зв'язувального компонента на основі ортофосфорної кислоти і триполіфосфату натрію) у кількості до 2,0 % на властивості суміші в сирому та в сухому стані.

3. Виготовити ливарні форми для заливання чауном та алюмінієвим сплавом і встановити вплив добавок на якість поверхонь одержаних виливків.

4. Розробити рекомендації щодо застосування добавок фосфатів натрію для регулювання властивостей оборотної піщано-глинястої суміші.

### Матеріал і методика досліджень

В експериментах використано оборотну формувальну суміш на основі кварцового піску  $3K_2O \cdot 2SiO_2$  та

каолінової глини  $KM_3T_3$ .

Як добавки досліджено наступні фосфати натрію:

- триполіфосфат натрію (ТПФН) ГОСТ 13493-86;
- гексаметафосфат натрію (ГМФН) ГОСТ20291-80;
- пірофосфат натрію (ПФН). Для приготування

цього матеріалу використано ортофосфорну кислоту (1 мас. ч.) та триполіфосфат натрію (5 мас. ч.). Після їх змішування отриману композицію витримували при температурі 150 °С протягом 1 год. Після охолодження подрібнювали та просіювали через сито з розміром вічка 0,2 мм.

Для приготування сумішей використано лабораторний змішувач з вертикально розташованими котками моделі 018М. Тривалість перемішування 5 хв. Під час приготування відбирали проби для контролю вологості прискореним методом.

Дві добавки (ТПФН і ПФН) являють собою білі дрібнодисперсні порошки. Ці речовини в розрахованих кількостях завантажували безпосередньо у змішувач, жодних інших компонентів не додавали. ГМФН являє собою відносно крупні шматки (глиби) розмірами від одного до декількох сантиметрів. Подрібнення матеріалу ускладнено внаслідок його високої твердості. Тому ГМФН використано у вигляді водного розчину (кількість води приблизно дорівнює кількості ГМФН).

Всі властивості формувальної суміші визначено за стандартними методиками: вміст глинястої складової згідно ГОСТ 29234.1-91 на приладі моделі 021, міцність при стисканні за стандартними циліндричними зразками на приладі моделі 051, міцність при розриванні за стандартними зразками-вісітками на приладі моделі 081, газопроникність – на приладі моделі 042 з діаметром ніпеля 1,5 мм, обсипаємість – на приладі моделі 056, текучість – за пробою Г. М. Орлова (ГОСТ23409.17-78), ущільнювальність – згідно ГОСТ 23409.13-78, формувальність – згідно ГОСТ 23409.15-78.

Властивості формувальної суміші після багаторазового використання, взятої за основу експерименту, представлено в табл. 1.

Таблиця 1 – Властивості оборотної формувальної суміші

Властивості	Числові значення
<b>У сирому стані</b>	
Вологість, %	5,2
Міцність при стисканні, кПа	90
Газопроникність, од	46
Обсипаємість, %	0,3
Текучість, %	30
Формувальність, %	52
Ущільнювальність, %	46
Глиняста складова, %	18,9
<b>У сухому стані</b>	
Міцність при розриванні, кПа	33
Обсипаємість, %	1,2

Внаслідок накопичення пилоподібної фракції та інших забруднень суміш не забезпечує належної якості литва, оскільки її властивості (особливо в сухому

стані) знаходяться на низькому рівні.

### Результати та їх обговорення

Початкова суміш має низьке значення газопроникності (див. табл. 1), тому в першу чергу необхідно було переконатися, що додавання фосфатів натрію не спричинить подальшого зниження цього показника, при якому використання суміші буде ускладненим або взагалі неможливим.

Як видно з отриманих результатів (рис. 1) фосфати натрію не мають вираженого впливу на газопроникність. Після додавання кожного із них у кількості 1,5 % і більше ця характеристика повністю стабілізується.

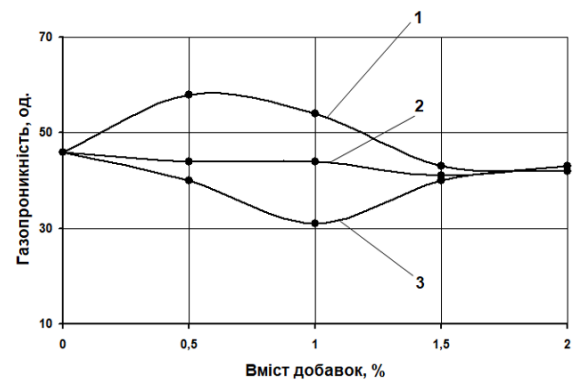


Рисунок 1. Вплив добавок на газопроникність формувальної суміші:

1 – добавка ТПФН; 2 – добавка ПФН; 3 – добавка ГМФН

З графіків на рис. 2 бачимо, що додавання 0,5 % кожного із фосфатів натрію підвищує міцність. Максимум міцності для ТПФН відповідає вмісту цієї добавки 1,0 %. Додавання ГМФН більше ніж 0,5 % навпаки погіршує міцність, що зумовлено способом використання цієї добавки (у вигляді водного розчину) та відповідним підвищенням вологості суміші.

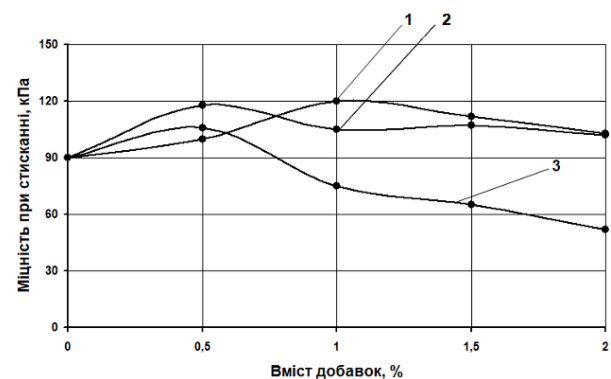


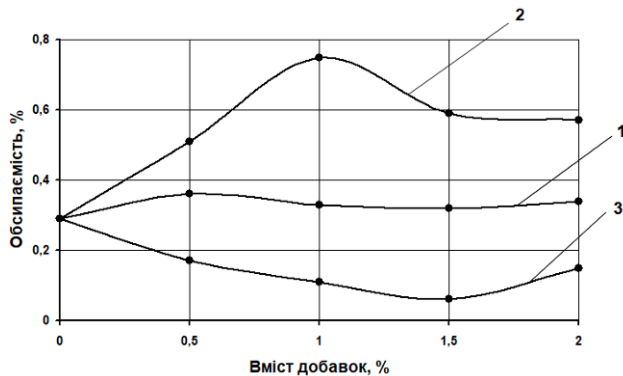
Рисунок 2. Вплив добавок на міцність формувальної суміші:

1 – добавка ТПФН; 2 – добавка ПФН; 3 – добавка ГМФН

ПФН підвищує значення обсипаємість суміші з 0,3 % до майже 1,0 %, як видно із рис. 3 (крива 2), що може ускладнювати роботу при виготовленні форм та негативно відобразитись на якості литва. При додаванні ГМФН надлишкова волога сприяє зниженню в'язкості глинястих плівок, що покращує зв'язування



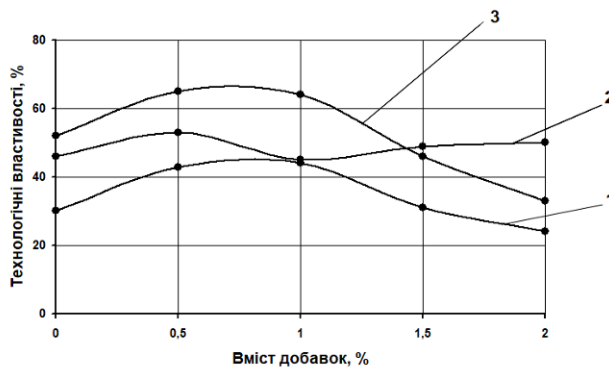
часток піску (крива 3), але після 1,5 % надмірна волога призводить до послаблення цих зв'язків і обсіпаємість незначною мірою збільшується. ТПФН практично не впливає на обсіпаємість (крива 1).



**Рисунок 3.** Вплив домішок на обсіпаємість формувальної суміші:

1 – домішка ТПФН; 2 – домішка ПФН; 3 – домішка ГМФН

На рис. 4 показано вплив домішки ГМФН на технологічні властивості суміші. Із графіків видно, що цей вплив є мінімальним. У кількості 0,5...1,0 % домішка незначною мірою підвищує текучість і формувальність, оскільки послаблює сили внутрішнього тертя між частками піску. Вміст ГМФН понад 1,0 % є небажаним, хоча вираженого негативного впливу він не несе.



**Рисунок 4.** Вплив домішки ГМФН на технологічні властивості формувальної суміші:

1 – текучість; 2 – ущільнювальність; 3 – формувальність

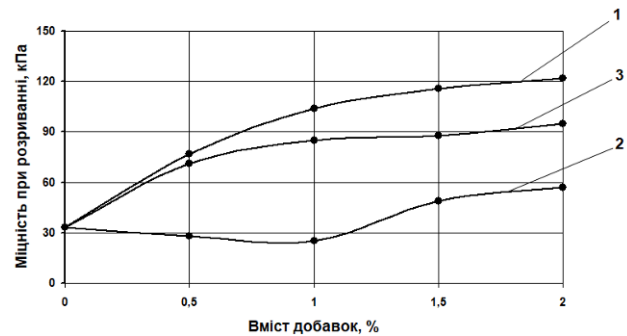
Дослідження впливу домішок ТПФН і ПФН на технологічні властивості суміші показали, що цей вплив практично відсутній, тому графічних залежностей не представлено.

Отже, за результатами проведених експериментів було визначено, що кожна із трьох досліджених домішок позитивно впливає на міцність при стисканні у сирому стані. ТПФН та ГМФН є поверхнево-активними речовинами, які знижують в'язкість глинястих плівок та покращують їх адгезію. ПФН, у свою чергу, є водорозчинним зв'язувальним компонентом, чим зумовлено його позитивний вплив на міцність. На решту властивостей домішки мають слабо виражений позитивний вплив або практично не впливають.

Для дослідження зразків суміші в сухому стані

на міцність при розриванні та обсіпаємість було проведено сушку протягом 1 год при температурі 150...160 °С.

У сухому стані, як видно з рис. 5, ТПФН та ГМФН мають суттєвий позитивний вплив, тобто міцність зростає в 2...3 рази.

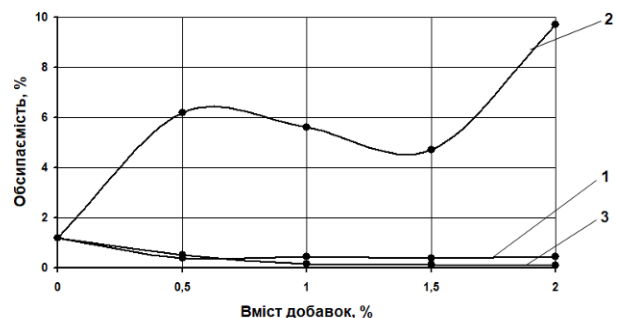


**Рисунок 5.** Вплив домішок на міцність формувальної суміші в сухому стані:

1 – домішка ТПФН; 2 – домішка ПФН; 3 – домішка ГМФН

Ці домішки покращують адгезію глини до наповнювача, а після видалення води вони сприяють зміцненню зв'язувальних плівок. ПФН має менш виражений позитивний ефект, який проявляється тільки після додавання більше 1,5 % цієї домішки. Це пояснюється тим, що ПФН є самостійним зв'язувальним компонентом і прояв його зв'язувального потенціалу стає можливим лише при більш високому вмісті, а наявність глини, в свою чергу, перешкоджає прояву міцності ПФН. Тому як домішка для підвищення міцності ПФН не є ефективним.

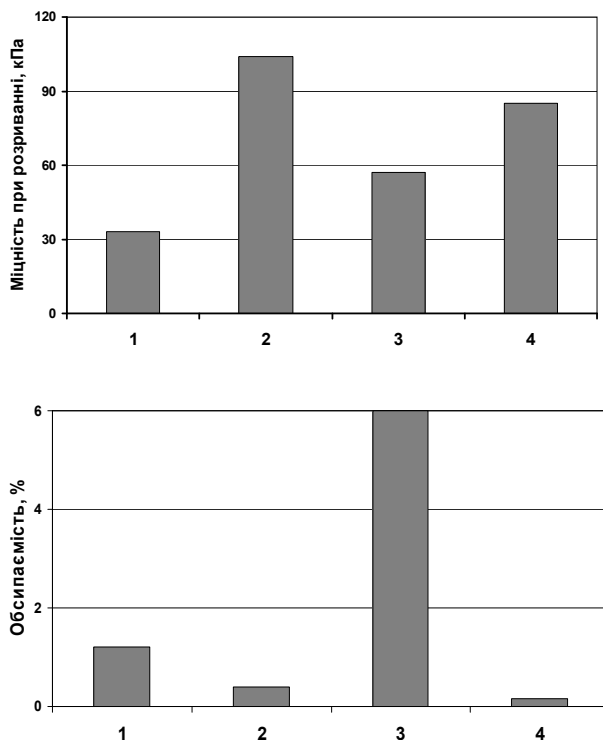
Обсіпаємість суміші після додавання ПФН стрімко погіршується, що робить використання цієї домішки неприпустимим. Після додавання ТПФН та ГМФН, навпаки, спостерігається зменшення обсіпаємість майже у 2 рази при вмісті цих домішок 0,5 % (рис. 6).



**Рисунок 6.** Вплив домішок на обсіпаємість формувальної суміші в сухому стані:

1 – домішка ТПФН; 2 – домішка ПФН; 3 – домішка ГМФН

За порівняльними діаграмами, наведеними на рис. 7, стає очевидним, що в сухому стані суміш з домішкою ПФН має найгірші показники. Дві інші домішки, навпаки, сприяють значному покращенню властивостей.



**Рисунок 7.** Порівняльний аналіз впливу добавок на міцність і обсипаемість формувальної суміші в сухому стані:

1 – без добавок, 2 – з добавкою 1,0% ТПФН, 3 – з добавкою 2,0% ПФН, 4 – з добавкою 1,0% ГМФН

Добавки ТПФН та ГМФН мають суттєвий позитивний вплив при додаванні в оборотну формувальну суміш. Відмічене в експериментах підвищення міцності в поєднанні з низькою обсипаемістю може забезпечити значне підвищення якості литва в сухі форми.

Було приготовлено по 50 кг сумішей із цими добавками. Як основу використано вибиту із опок оборотну суміш, до якої додавали глинясту суспензію та фосфати натрію. Паралельно приготували суміш без добавок. Тривалість перемішування 5 хв.

Форми для заливання алюмінієвим сплавом АК12 виготовляли за металевими роз'ємними моделями у парних опоках. Заливання форм здійснювали в сирому стані відразу після їх виготовлення і складання. Виливки показано на рис. 8.

Візуальний контроль показав різницю в якості литих поверхонь деталей, виготовлених у формах з добавкою 1,0 % ТПФН (виливок праворуч) і без неї (виливок ліворуч).

Форми для заливання чавуном різного хімічного складу виготовляли за дерев'яними моделями у парних опоках (рис. 9). Півформи піддавали сушінню при температурі близько 150 °С. Заливання здійснювали в сухі форми із застосуванням методів внутрішньоформового модифікування.



**Рисунок 8.** Виливки із алюмінієвого сплаву АК12



**Рисунок 9.** Форма для заливання чавуном

Через особливості процесу заливання, який передбачає пошарове заповнення форми із паузами між етапами заливання, значне теплове випромінювання розплаву спричиняє відшарування суміші з верхньої півформи та утворення у виливках ужимин, зовнішніх та внутрішніх піщаних раковин або порушення конфігурації (рис. 10).



**Рисунок 10.** Виливок «Вертикальна плита» із чавуна, виготовлений у формі без добавок

Натомість форма з добавкою фосфатів натрію забезпечує виготовлення цих виливків без дефектів (рис. 11).



**Рисунок 11.** Виливок «Вертикальна плита» із чавуна, виготовлений у формі з добавкою 1,0 % ТПФН

Внаслідок значного підвищення міцності та зниження обсипаемості в сухому стані, добавки фосфатів натрію забезпечують значне зміцнення поверхні форми під дією тепла розплаву, після чого відшарування

або руйнування стає неможливим. Крім цього, добавки захищають поверхню виливка (його товщина 50 мм) від пригару. Для порівняння на рис. 12 наведено виливок, верхню півформу для якого виготовлено із суміші з рідким склом.



**Рисунок 12.** Виливок, виготовлений із застосуванням верхньої півформи з рідким склом

На рис. 13 наведено виливок, верхню півформу для якого виготовлено із суміші з добавкою ГМФН. Отже, добавки фосфатів натрію дійсно забезпечують зниження схильності формувальної суміші до утворення пригару навіть після тривалого контакту розплаву з формою.



**Рисунок 13.** Виливок, виготовлений у формі з добавкою 0,5 % ГМФН

Досліджені добавки слід рекомендувати для використання у формувальних сумішах для удосконалення процесів лиття у форми по-сухому.

### Висновки

1. Вперше запропоновано для одночасного покращення властивостей оборотних піщано-глинястих формувальних сумішей у сирому та в сухому станах додавання незначних кількостей фосфатів натрію (від 0,5 до 2,0 %).

2. Установлено, що додавання триполіфосфату натрію в кількості до 1,0 % незначною мірою підвищує характеристики міцності в сирому стані, в той час як ці показники в сухому стані значно покращуються. Додавання гексаметафосфату натрію в кількості 0,5...1,0 % аналогічно підвищує властивості в сухому стані. Вплив досліджених фосфатів на газопроникність та технологічні властивості (текучість, ущільнювальність, формувальність) є мінімальним.

3. Забезпечено значне покращення якості виливків у сухих формах із застосуванням сумішей з добавками 0,5...1,0 % триполіфосфату або гексаметафосфату натрію. Внаслідок усунення процесу відшарування поверхні форми під дією тепла розплаву, на поверхні виливків відсутні пригар і піщані раковини, також немає ужимин і внутрішніх піщаних раковин, які утворюються у формах без добавок. Позитивні результати досягнуто на виливках із сірого та модифікованого чавуну, алюмінієвого сплаву.

### Список літератури

1. Лютий Р. В. Формувальні матеріали / Лютий Р. В., Гурія І. М. – К. : КПІ ім. І. Сікорського, 2020. – 257 с.
2. Гнатуш В. А. Перспективы развития рынка литья в контексте «Индустрия 4.0» / В. А. Гнатуш, В. С. Дорошенко // Литье Украин. – 2017. – № 6. – С. 18–21.
3. Гнатуш В. А. Тенденции мирового и украинского рынков отливок и развития технологии литья в зеркале 2016 г. / В. А. Гнатуш, В. С. Дорошенко // Метал і лиття України. – 2018. – № 1–2. – С. 29–32.
4. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия / Болдин А. Н., Давыдов Н. И., Жуковский С. С. и др. – М. : Машиностроение, 2006. – 507 с.
5. Формовочные материалы и смеси / С. П. Дорошенко, В. П. Авдокушин, К. Русин, И. Мацашек. – К. : Вища школа, 1990. – 416 с.
6. Кваша Ф. С. Влияние колебаний состава и свойств формовочных смесей на вероятность образования дефектов отливок / Кваша Ф. С. // Библиотечка литейщика, 2013. – № 8. – С. 9–14.
7. Федоров Н. Н. Аддитивный способ изменения свойств бентонитовой формовочной глины / Федоров Н. Н. // Вісник Донбаської державної машинобудівної Академії. – 2010. – № 3(20). – С. 249–253.
8. Могилев В. К. Формовочные смеси с улучшенной текучестью / Могилев В. К., Дорошенко Л. Л., Косяк А. Т. // Новые перспективные материалы и технологии в металлургии. – К., 1994. – С. 20–21.
9. Федоров М. М. Дослідження впливу вологостабілізуючих добавок на властивості піщано-бентонітових сумішей / Федоров М. М. // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії, 2016. – № 1 (37). – С. 84–89.
10. Круглицкий Н. Н. Физико-химические основы регулирования свойств дисперсных глинистых минералов / Федоров М. М. – К. : Наукова думка, 1968. – 320 с.
11. Дорошенко С. П. Формувальні суміші / Дорошенко С. П. – К. : ІЗМН, 1997. – 140 с.
12. Пономаренко О. И. Оптимизация технологических решений для цехов литейного производства / Пономаренко О. И. // Библиотечка литейщика, 2013. – № 1. – С. 6–11.
13. Сварика А. А. Формовочные материалы и смеси. Справочник / Сварика А. А. – К. : Техника, 1983. – 144 с.
14. Сыч Е. И. Регулирование свойств концентрированных глинистых суспензий / Сыч Е. И. // Новые технологические процессы литейного производства. – М., 1967. – С. 205–210.
15. Лютий Р. В. Роль ливарної форми у забезпеченні якості виливків / Лютий Р. В., Павлюх С. В., Бондар А. К. // XV Міжнародна конференція «Спеціальна металургія : вчора, сьогодні, завтра». – К., 2017. – С. 681–686.
16. Physical and chemical fundamentals of sodium phosphate use in foundry production / Liutyi R., Tyshkovets M., Liuta D., Sheiko O. // Physics and

chemistry of solid state. – 2020. – Vol. 21, N 4. – P. 756–763. DOI: <https://doi.org/10.15330/pcss.21.4.756-763>  
17. Investigating sodium phosphate binders for foundry production / Liutyi R., Petryk I., Tyshkovets M.

and etc. // Advances in Industrial and Manufacturing Engineering, 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.aime.2022.100082>.

Одержано 13.02.2023

## REGULATION OF THE PROPERTIES OF SAND-CLAY MOLDING MIXTURES BY SODIUM PHOSPHATE ADDITIONS

- Liutyi R. Ph. D., Associate Professor of the Department of Foundry Production, National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine, *e-mail*: [rvi2005@ukr.net](mailto:rvi2005@ukr.net), ORCID: 0000-0001-6655-6499
- Fyodorov M. Ph. D., Associate Professor of the Department of technology and equipment of foundry production, Donbass State Engineering Academy, Kramatorsk, Ukraine, *e-mail*: [author@mail.com](mailto:author@mail.com), ORCID: 0000-0002-2149-5861
- Fesenko M. Ph. D., Associate Professor, leading researcher of the 1<sup>st</sup> research department of research laboratory of the forensic and special equipment of the Ministry of Internal Affairs of Ukraine State research institute, Kyiv, Ukraine, *e-mail*: [fesmak@ukr.net](mailto:fesmak@ukr.net), , ORCID: 0000-0001-8218-4154
- Liuta D. Ph. D., Department of Foundry Production, National Technical University of Ukraine Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine, *e-mail*: [dawusikya@gmail.com](mailto:dawusikya@gmail.com), ORCID: 0000-0002-5247-4713

**Purpose.** Study of the effect of sodium phosphate additives on the properties of a reversible sand-clay mixture in the green and dry state to improve the quality of castings from iron-carbon and aluminum alloys.

**Research methods.** A reversible molding mixture based on quartz sand and kaolin clay was used. The effect of three additives (sodium tripolyphosphate, sodium hexametaphosphate, sodium pyrophosphate) in amounts from 0.5 to 2.0% was studied. Properties of mixture were determined using standard methods: clay component content, strength, gas permeability, crumbleness, flowability, formability, packing.

**Results.** Effective additives have been studied to ensure the possibility of multiple use of reversible molding sand-clay mixtures. Special attention is paid to the regulation of the properties of the mixture in the dry state, since this issue has been much less researched today. For this purpose, sodium phosphates, which are produced by the chemical industry in sufficient quantities, were used for the first time. As materials that affect the properties of the mixture as a whole, they have not been considered before.

**Scientific novelty.** For the first time, the positive effect of sodium phosphate additives on the physical and mechanical properties such as strength and crumbleness of reversible sand-clay mixtures was established. This effect is manifested in the fact that additives contribute to a slight improvement of properties of the green mixture and a very significant improvement of these properties of the dry mixture. There is practically no effect on important technological properties (flowability, formability, packing).

**Practical value.** Based on the results of the experiments, it is recommended to use sodium tripolyphosphate or hexametaphosphate additives in the amount of 0.5 to 1.0 % to significantly improve the properties of dry sand-clay foundry molds. The use of these additives eliminates the appearance of surface defects in cast parts from aluminum and iron-carbon alloys.

**Key words:** cast part, moldind mixture, reversible mixture, properties, sodium phosphates, foundry mold, strength.

### References

1. R. V. Liutyi and I. M. Gurija (2020). Formuval'ni materialy [Molding Materials], Kyiv, Ukraine: Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, 257, [in Ukrainian].
2. V. A. Gnatush and V. S. Doroshenko (2017). “Perspektyvy rozvytytja rynku lit'ja v kontekste “Yndus tryja 4.0” [Prospects for the development of the casting market in the context of “Industry 4.0”], *Lytjo Ukrainy* [Casting of Ukraine], 6, 18–21, [in Russian].
3. V. A. Gnatush and V. S. Doroshenko (2018), “Tendencii mirovogo i ukraïnskogo rynkov otlivok i rozvytija tehnologii lit'ja v zerkale 2016 g” [Trends in the global and Ukrainian markets for castings and the development of mirror casting technology in 2016], *Metal i lyttja Ukrai'ny* [Metal and Casting of Ukraine], 1–2, 29–32, 2018, [in Russian].
4. A. N. Boldin, N. I. Davydov, S. S. Zhukovskij et al. (2006). Formovochnye, sterzhnevye smesi i pokrytija [Moldind, Core Mixtures and Coatings]. Moscow, Russia: Mashinostroenie Publ., 507, [in Russian].
5. S. P. Doroshenko, V. P. Avdokushin, K. Rusin and I. Macashek (1990), Formovochnye materialy i smesi [Molding Materials and Mixtures], Kyiv, Ukraine : Vyssha shkola Publ., 416, [in Russian].

6. F. S. Kvasha (2013). “Vlijanie kolebanij sostava i svojstv formovocnyh smesej na verojatnost' obrazovaniya defektov otlivok” [Influence of fluctuations in the composition and properties of molding sands on the probability of forming defects in castings], *Bibliotekha litejshhika* [Caster's Library], 8, 9–14, 2013, [in Russian].
7. N. N. Fyodorov (2010). “Additivnyj sposob izmenenija svojstv bentonitovoj formovocnoj gliny” [Additive way to change the properties of bentonite molding clay], *Visnyk Donbas'koi' derzhavnoi' mashynobudivnoi' Akademii'* [Herald of Donbass Stare Engineering Academy], 3(20), 249–253, [in Russian].
8. V. K. Mogilev, L. L. Doroshenko and A. T. Kosjak (1994). “Formovocnyye smesi s uluchshennoj tekuchest'ju” [Molding sands with improved flowability], in Proc. Conf. “*Novye perspektivnye materialy i tehnologii v metallurgii*” [New promising materials and technologies in metallurgy], Kyiv, Ukraine, 20–21, [in Russian].
9. N. N. Fyodorov (2016). “Doslidzhennja vplyvu vologostabilizujuchykh dobavok na vlastyvoli pishhanobentonitovyh sumishej [Study of the influence of moisture-stabilizing additives on the properties of sand-bentonite mixtures], *Visnyk Donbas'koi' derzhavnoi' mashynobudivnoi' akademii'* [Herald of Donbass Stare Engineering Academy], 1(37), 84–89, [in Ukrainian].
10. N. N. Kruglickij (1968). *Fiziko-himicheskie osnovy regulirovanija svojstv dispersnyh glinistyh mineralov* [Physical and chemical bases for regulating the properties of dispersed clay minerals], Kyiv, Ukraine: Naukova dumka Publ., 320, [in Russian].
11. S. P. Doroshenko (1997). *Formoval'ni sumishi* [Molding mixtures]. Kyiv, Ukraine: IZMN Publ., 140, [in Ukrainian].
12. O. I. Ponomarenko (2013). “Optimizacija tehnologicheskikh reshenij dlja cehov litejnogo proizvodstva” [Optimization of technological solutions for foundry shops], *Bibliotekha litejshhika* [Caster's Library], 1, 6–11, [in Russian].
13. A. A. Svarika (1983). *Formovocnyye materialy i smesi. Spravochnik*. [Molding materials and mixtures. Directory], Kyiv, Ukraine : Tehnika Publ., 144, [in Russian].
14. E. I. Sych (1967). “Regulirovanie svojstv koncentrirovannyh glinistyh suspenzij” [Regulation of concentrated clay suspensions], in Proc. Conf. “*Novye tehnologicheskie processy litejnogo proizvodstva*” [New technological processes of foundry production], Moscow, Russia, 205–210, [in Russian].
15. R. V. Liutyi, S. V. Pavljukh and A. K. Bondar (2017). “Rol'lyvarnoi' formy u zabezpechenni jakosti vylyvkiv” [The role of the foundry mold in ensuring the quality of castings], in Proc. XVth Int. Conf. “*Special'na metalurgija: vchora, s'ogodni, zavtra*” [Special Metallurgy: yesterday, today and tomorrow], Kyiv, Ukraine, 681–686, [in Ukrainian].
16. R. Liutyi, M. Tyshkovets, D. Liuta and O. Sheiko (2020). “Physical and chemical fundamentals of sodium phosphate use in foundry production”, [Physics and chemistry of solid state], 21 (4), 756–763, DOI: <https://doi.org/10.15330/pcss.21.4.756-763>. N4.
17. R. Liutyi, I. Petryk, M. Tyshkovets, O. Myslyvchenko, D. Liuta and M. Fyodorov. “Investigating sodium phosphate binders for foundry production”, [Advances in Industrial and Manufacturing Engineering], 2022. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.aime.2022.100082>.

УДК 621.74

- Кузовов О. Ф. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kuzovov.af@gmail.com, ORCID: 0000-0002-7287-7974
- Сажнев В. М. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sajhnev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-2095-4958
- Малий О. В. аспірант кафедри «Машини і технологія ливарного виробництва» Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: calorismetalurgical@gmail.com

## НОВА ТЕХНОЛОГІЯ ЖИВЛЕННЯ КОВАЛЬСЬКИХ ЗЛИВКІВ

**Мета роботи.** Провести порівняльний розрахунок геометричних параметрів надливів для ковальських зливків за традиційною і експериментальною технологією з використанням сучасних теплоізоляційних виробів – ригелів вітчизняного виробництва, одним із компонентів яких є папір.

**Методи дослідження.** Перевірені практикою інженерні методи розрахунків надливів для зливків і виливків, спираючись на численний досвід вітчизняних та закордонних ливарників, а також узагальнений власний багаторічний практичний досвід та наукові дослідження.

**Отримані результати.** Виконані розрахунки розмірів надливів (голови) для дев'яти найменувань зливків (масою від 1 до 15 т) умовно поділених за конструкцією і виконанням на три групи. Для зливків першої групи усі частини – виливниця, наскрізний піддон і надливна надставка виконанні окремо. У зібраному вигляді ці елементи утворюють ливарну форму, яка встановлюється на піддон (2- або 4- містний) і заливається сифоном через центрову. За чинною технологією надливи зливків першої групи футерувалися звичайною формувальною сумішшю із рідким склом з ущільненням у просторі між моделлю і корпусом надливної надставки із подальшим тепловим сушінням. Для зливків другої й третьої груп виливниця також наскрізна, заливка – сифоном на піддоні. Надливна надставка також від'ємна, футерувалася шамотною цеглою із наступним сушінням. Конструктивно усі зливки уявляли собою утиснутий конус з розширенням уверх і хвилястою боковою поверхнею, донна частина зливка уявляла собою утиснутий конус з розширенням уверх і гладкою боковою поверхнею, надлив – утиснутий конус зі звуженням уверх і гладкою боковою поверхнею.

**Наукова новизна.** Встановлено, що у переважній більшості випадків при застосуванні ригелів розрахунковий коефіцієнт корисної дії надлива складає – 0,28, що дозволило суттєво зменшити розміри надлива й отримати значну економію рідкого металу на кожному виливці або зливці. Для звичайних технологій, що традиційно використовуються в практиці виготовлення ковальських зливків, коефіцієнт корисної дії складає 0,19 (для комбінованої форми: піщаної частини форми для надлива і металеві частини для робочої частини зливка) і 0,11...0,14 – для повністю піщаної форми.

**Практична цінність.** Розроблено методу розрахунків надливів під футерівку їх сучасними теплоізоляційними виробами – ригелями. Завдяки сприятливим теплофізичним властивостям матеріалу ригелів, можна зменшити розміри надливів і, відповідно, зменшити витрати рідкого металу. Використання ригелів замість вказаних вище технологій також значно покращує санітарно-гігієнічні умови й продуктивність праці на дільниці підготовки надливних надставок під заливку. Зроблені нові технології живлення і конструкції надливних надставок під ригелі, які знаходяться в експлуатації близько 6 років (перша група) і 3 роки (друга і третя групи).

**Ключові слова:** зливки, надливи, ригелі, розрахунок, коефіцієнт корисної дії надлива.

### Вступ

Зниження витрат рідкого металу на надливи і, відповідно, підвищення показника виходу придатного при виробництві зливків та виливків залишається важливою проблемою у чорній металургії та ливарному виробництві.

При великих обсягах виробництва навіть невелика, на перший погляд, економія рідкої сталі дає відчутний матеріальний ефект. Крім того у сучасних технологіях металургійних зливків в якості утеплюючих елементів широко застосовуються нові технологічні

рішення: застосування ізотермічних ригелів та утеплюючих плит для круглих і прямокутних зливків, відповідно.

Застосування цих елементів корінним чином змінює вкрайній бік характер і санітарно-гігієнічні умови праці на дільницях підготовки виливниць.

### Аналіз досліджень та публікацій

Для зосередження уваги на головній частині зливка на більшості металургійних заводів використовують надливи. Стаціонарні надливи достатньо прості і зручні в експлуатації. Литий металевий каркас футерується зсередини звичайною шамотною

цеглою, в залежності від способу укладки цегли змінюється товщина основної футерівки від 65 до 115 мм. Витрата вогнетривкої цегли складає 0,2–0,4 кг/т сталі, футерівка надставок витримує 30...50 наливів [1].

На деяких металургійних заводах використовують набивні надставки. Набивку вогнетривкої маси виконують по шаблону, що має форму надливної частини зливка. Вихідними матеріалами можуть бути зволожений шамотний порошок і пластична вогнетривка глина. Для з'ємних надставок маса металу, що заливається в надлив, складає 15...18 % від маси зливка.

Футеруються надставки звичайною або легковажною шамотною цеглою, теплоізоляційними або екзотермічними вкладниками, набиванням з вогнетривкої або екзотермічної маси, використовується також наливна футерівка з самотвердіючих сумішей. Ущільнюють масу пневматичними трамбовками або спеціальними механізованими засобами [2].

На великих ковальських виливках застосовують також плаваючі надставки. Нижня основа плаваючої надставки входить у виливницю. До наповнення виливниці металом надставка утримується за допомогою дерев'яних клинів, які потім згоряють або їх видаляють. Перевага плаваючих надставок полягає в можливості їх переміщення в виливницю разом зі злитком при його усадці, що виключає підвисання злитка і утворення піднадливних поперекових тріщин [3].

Для розливання відповідальних і легованих марок сталей економічно виправданим є використання вставок, плит і вкладишів, що виготовляються з матеріалів

з високою теплоізоляційною здатністю. Такі вироби кріплять до каркаса надливу виливниці за допомогою клинів, гачків, скоб, цвяхів або приклеюванням.

Відомостей з методики розрахунків оптимальних геометричних розмірів таких спеціальних виробів для надливів в науково-технічній літературі дуже мало. Тому робота присвячена спробі вирішення цього питання.

### Мета роботи

Провести порівняльний розрахунок геометричних параметрів надливів для ковальських зливках за традиційною і експериментальною технологією з використанням сучасних теплоізолюючих виробів – ригелів вітчизняного виробництва, одним із компонентів яких є папір.

### Матеріал і методика досліджень

Матеріал зливків – вуглецеві сталі. Методика розрахунків докладно викладена у роботі [4], що базується на простих, перевірених практикою інженерних методах, спираючись на численний досвід вітчизняних та закордонних ливарників, а також узагальнюючи власний багаторічний практичний досвід та наукові дослідження.

### Результати досліджень

Виконані перерахунки розмірів надливів (голови) дев'яти найменувань зливків масою від 1 до 15 т (табл. 1).

**Таблиця 1** – Параметри ливарної форми до впровадження (чисельник) і після впровадження (знаменник) нової технології

Група	Маса зливка, т	$V_{р.ч.}$ , дм <sup>3</sup>	$V_{д.ч.}$ , дм <sup>3</sup>	$V_{надл.}$ , дм <sup>3</sup>	$V_{вил.}$ , дм <sup>3</sup>	$V_{ф.}$ , дм <sup>3</sup>	$G_{з.л.}$ , кг	$V_{з.}$ , %	$\Delta G_p$ , кг	$\eta$
I	1,0	108	-	31	108	139	973	22,3	-	0,20
		108	-	25	108	133	931	18,8	42	0,24
	2,0	230	10	62	240	302	2114	20,5	-	0,22
		230	10	46	240	286	2002	16,1	112	0,28
	4,0	419	22	129	441	570	3990	22,6	-	0,20
		419	22	85	441	526	3682	16,2	308	0,28
5,5	583	11	183	594	777	5439	23,6	-	0,19	
	583	11	114	594	708	4956	15,9	483	0,28	
II	4,2	472	-	128	472	600	4200	21,3	-	0,21
		472	-	96	473	569	3983	16,5	217	0,27
	5,0	561	-	153	561	714	5000	21,4	-	0,21
		561	-	102	561	663	4641	15,4	359	0,29
	6,8	763	-	208	763	971	6800	21,4	-	0,21
		763	-	138	763	901	6307	15,3	493	0,29
III	12,0	1382	-	332	1382	1714	12000	19,4	-	0,23
		1382	-	264	1382	1646	11522	16,0	478	0,28
	15,0	1702	-	441	1702	2143	15000	20,5	-	0,22
		1702	-	326	1702	2028	14196	16,1	804	0,28

Принцип конструкції усіх зливків: робоча частина – утиснутий конус з розширенням уверх і хвилястою боковою поверхнею, донна частина – утиснутий конус з розширенням уверх і гладкою боковою поверхнею,

надлив – утиснутий конус із звуженням уверх і гладкою боковою поверхнею.

Для зливків першої групи (табл. 1) кожна із вказаних частин виконана окремо: виливниця, наскрізний піддон і надливна надставка, відповідно. У зібраному

вигляді ці елементи утворюють ливарну форму, яка встановлюється на піддон (2-х або 4-містний) і заливається сифонно через центрову. За існуючою технологією надливи зливків першої групи футерувалися звичайною формувальною сумішшю із рідким склом з ущільненням у просторі між моделлю і корпусом надливної надставки із подальшою тепловою сушкою.

Для зливків другої і третьої груп виливниці також наскрізні, заливка – сифоном на піддоні. Надливна надставка також з'ємна, футерувалася шамотною цеглою і сушінням.

### Результати

Нижче наведений приклад розрахунку для зливка масою 5,5 т (рис. 1). За існуючою технологією об'єми ливарної форми (із креслень):

- робочої частини зливка (виливниці) –  $V_{р.ч.} = 583 \text{ дм}^3$ ,
  - донної частини –  $V_{д.ч.} = 11 \text{ дм}^3$ ;
  - надлива –  $V_{надл.} = 183 \text{ дм}^3$ .
- Об'єм виливка,  $\text{дм}^3$ :

$$V_{вил.} = V_{р.ч.} + V_{д.ч.} \quad (1)$$

$$V_{вил.} = 583 + 11 = 594 \text{ дм}^3.$$

Сумарний об'єм ливарної форми,  $\text{дм}^3$ :

$$V_{\phi} = V_{вил.} + V_{надл.} \quad (2)$$

$$V_{\phi} = 594 + 183 = 777 \text{ дм}^3.$$

Розрахункова маса рідкого металу на форму (розрахункова маса зливка), кг:

$$G_{зл} = V_{\phi} + \gamma_{р.м.} \quad (3)$$

де  $\gamma_{р.м.}$  – щільність рідкого металу,  $\text{кг/дм}^3$ .

$$G_{зл} = 777 + 7 = 5439 \text{ кг.}$$

Доля об'єму надлива по відношенню до усього об'єму ливарної форми, %:

$$V_r = \frac{V_{надл.}}{V_{\phi}} \cdot 100\% \quad (4)$$

що складає

$$V_r = \frac{183}{777} \cdot 100\% = 23,6\%.$$

Розрахунок коефіцієнта корисної дії надлива (к.к.д.) виконаний за відомою формулою:

$$(V_{вил.} + V_{надл.}) \cdot k = \eta \cdot V_{надл.} \quad (5)$$

де  $k$  – коефіцієнт сумарної об'ємної усадки у рідкому стані і при кристалізації – для вуглецевих сталей ( $k = 0,045$ );

$\eta$  – к.к.д. надлива.

Після розрахунку отримано  $\eta = 0,19$  – це результат, що характерний для комбінованої форми: піщаної

частини форми для надлива і металеві частини для робочої частини зливка. Звичайно для повністю піщаної форми:  $\eta = 0,11 - 0,14$ . [4].

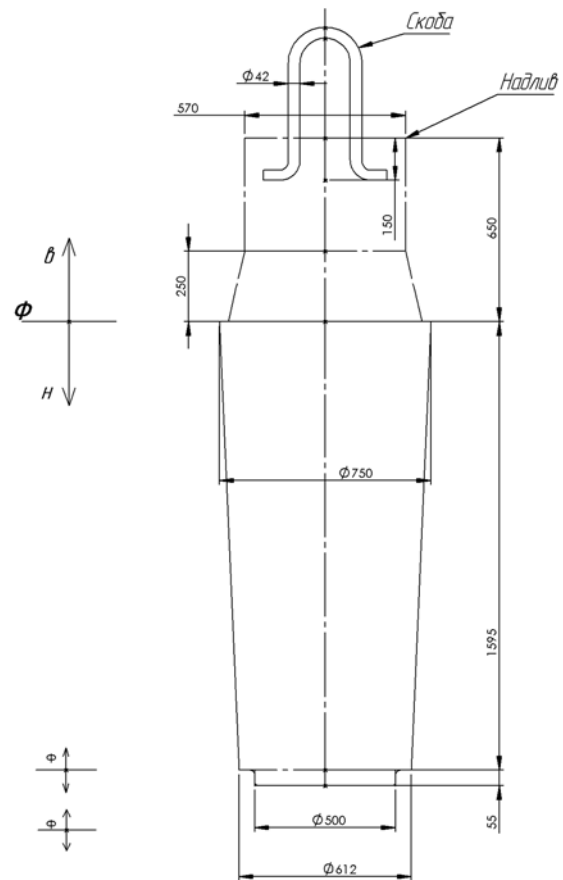


Рисунок 1. Зливок ковальський ( $G_{зл} = 5,5 \text{ т}$ )

Для розрахунку нового надлива з використанням ригеля прийнято обґрунтоване практикою значення к.к.д. як нижче значення для піщаної форми і ізотермічної оболонки надлива:  $\eta = 0,28$ . Використання більш високого значення к.к.д. було ризикованим через відсутність перевірених надійних значень цього параметру для схожих виливків.

Об'єм нового надлива, розрахований за формулою (5), складає:

$$(559 + V_{надл.}) \cdot 0,045 = 0,28 \cdot V_{надл.}$$

$$V_{надл.} = 114 \text{ дм}^3.$$

Доля нового об'єму надлива по відношенню до всього об'єму ливарної форми за формулою (4), %:

$$V_r = \frac{114}{594+11+114} \cdot 100\% = 15,9 \%,$$

що на 7,7% нижче, ніж за існуючою технологією.

Новий об'єм надлива дозволяє економити рідкого ( $\Delta G_p$ ) металу на один зливок, кг:

$$\Delta G_p = (183 - 114) \cdot 7 = 483 \text{ кг.}$$



Враховуючи дуже важливу обставину, що у формулі (5) ліворуч і праворуч рівняння – це об'єм усадкової раковини, який утворюється у всьому металі, що кристалізується (ліворуч) і об'єм усадкової раковини у надливі (праворуч), неважко розрахувати масу надлива у твердому стані, яка складає 640 кг. Відповідно, доля маси надлива складає 11,8 %, що значно нижче ніж для металургійних зливок за класичною технологією – (15–18 %), [4].

Виходячи із нового об'єму надлива,  $V_{надл.} = 114 \text{ дм}^3$  – визначені його геометричні розміри: циліндр діаметром 646 мм і висотою 420 мм (рис. 2). Це з урахуванням недоливу надлива на 50 мм і цілої кількості секцій ригеля. Під ці параметри розроблена конструкція нового корпусу надставки з урахуванням товщини ригеля 40 і його висоти 420 мм, а також розмірів зливка і виливниці. Ці розміри ригеля використовуються для зливок першої і другої груп. Для зливок третьої групи розміри ригеля: товщина – 61, висота – 500 мм.

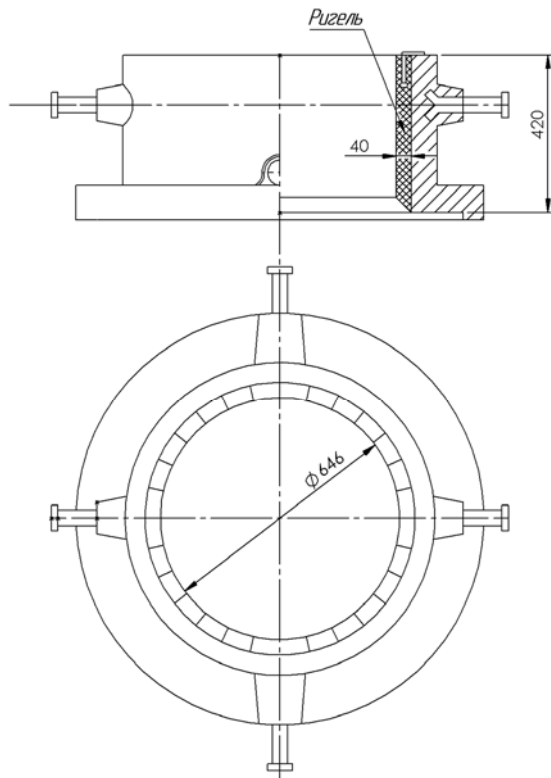


Рисунок 2. Надставка

Аналогічно були виконані розрахунки і розроблені нові конструкції надливних надставок для усіх зливок. Результати розрахунків зведені у таблицю, із якої можна зробити висновок, що у переважній більшості випадків розрахунковий коефіцієнт корисної дії надлива складає – 0,28, зменшені розміри надлива і отримана значна економія рідкого металу на кожному виливочі.

Розрахунок надлива для відомого об'єму виливка зводиться до визначення його об'єму за рівнянням (5) для  $k = 0,045$  (вуглецеві і низьколеговані сталі) і  $\eta = 0,28$ , який використовувався у цій роботі. Ці дані рекомендуємо як основу методики розрахунку ізотермічних надливів ковальських зливок.

Зроблені нові технології живлення й конструкції надливних надставок під ригелі знаходяться в експлуатації 6 років (перша група) і 3 роки (друга і третя групи). Дорікань до якості зливок за ці роки не було.

### Висновки

На основі розрахунків розроблені і реалізовані у виробництві конструкції надливних надставок під футеровку їх сучасними теплоізоляційними виробами – ригелями вітчизняного виробництва, одним із компонентів яких є папір. Завдяки сприятливим теплофізичним властивостям матеріалу ригелів, можна зменшити розміри надливів і, відповідно, зменшити витрати рідкого металу на виливки. Використання ригелів замість вказаних вище технологій значно покращує санітарно-гігієнічні умови і продуктивність праці на ділянці підготовки надливних надставок під заливку.

### Список літератури

1. Власов Н. Н. Разливка черных метал лов [Текст]: справ. изд. / Н. Н. Власов, В. В. Король, В. С. Радя : 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Metallurgiya, 1987. – 272с.
2. Прибыльные надставки для разливки стали в изложницы [Електронний ресурс] – Режим доступу: <https://steeltimes.ru/allmet/casting/ingots/equipment/008.php>.
3. Улучшение тепловой работы прибыли крупных стальных слитков [Електронний ресурс] – Режим доступу : <https://cyberleninka.ru/article/n/uluchshenie-teplovo-y-raboty-pribyli-krupnyh-stalnyh-slitkov>.
4. Кузовов А. Ф. Технологические расчеты питания отливок [Текст] : монография / А. Ф. Кузовов, В. Г. Иванов, А. В. Малый. – Запорожье : ЗНТУ, 2017. – 76 с. ISBN 978-617-529-159-7.

Одержано 01.06.2023

## NEW TECHNOLOGY FOR FEEDING BLACKSMITH INGOTS

- Kuzovov O. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Associate Professor of the Department of Foundry Machines and Technology, National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: kuzovov.af@gmail.com, ORCID: 0000-0002-7287-7974
- Sazhnev V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Associate Professor of the Department of Foundry Machines and Technology, National University “Zaporozhye Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: sazhnev@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-2095-4958
- Maly O. Postgraduate student of the Department of Foundry Machines and Technology, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: caloriz.metalurgical@gmail.com

**Purpose.** To make a comparative calculation of the geometric parameters of overfills for blacksmith ingots according to traditional and experimental technology using modern heat-insulating products – domestically produced cross-bars, one of the components of which is paper.

**Research methods.** Proven engineering methods of calculations of overflows for ingots and castings, based on the experience of domestic and foreign foundries, as well as our own practical experience and scientific research.

**Results.** The calculations of the size of overburden (head) for nine ingots (weigh from 1 to 15 tons) conventionally divided into three groups by design and execution. All parts – the pourer, the through tray and the overflow attachment are made separately, for the ingots of the first group. Assembled, these elements form a casting mold, which is installed on a pallet (2- or 4- place) and filled with a siphon through the central one. According to the current technology, the castings of the first group were lined with the usual molding mixture with liquid glass, sealing in the space between the model and the case of the casting attachment, followed by thermal drying. For drains of the second and third groups, the spouts are also through, pouring – with a siphon on a pallet. The overflow attachment is also removable, it was lined with fireclay bricks and then dried. Structurally, all ingots represented a pressed cone with an upward expansion and a wavy side surface, the bottom part of the ingot represented a pressed cone with an upward expansion and a smooth side surface, the overflow – a pressed cone with an upward narrowing and a smooth side surface.

**Scientific novelty.** The vast majority of cases, using cross-bars, the estimated efficiency coefficient of the overfill is 0.28, which made it possible to significantly reduce the size of the overfill and obtain a significant saving of liquid metal for each casting or ingot, was established. For conventional technologies traditionally used in the practice of making blacksmith ingots, the coefficient of effectiveness is 0.19 (for a combined form: the sand part of the form for the overfill and the metal part for the working part of the ingot) and 0.11...0.14 – for a completely sand form.

**Practical value.** A method of calculating overfills under the lining with their modern heat-insulating products – cross-bars – has been developed. Due to the favorable thermophysical properties of the material of the cross-bars, it is possible to reduce the size of overflows and, thereafter, reduce the consumption of liquid metal. The use of cross-bars instead of the above-mentioned technologies also significantly improves sanitary and hygienic conditions and a productivity at the site of the preparation of overfills for pouring. New power supply technologies and constructions of overflow extensions for the cross-bars, which have been in operation for about 6 years (the first group) and 3 years (the second and third groups), have been developed.

**Key words:** ingot, overfill, cross-bar, calculation, coefficient of useful effect of overfill.

### References

1. Vlasov N. N. (1987). Razlyvka chernykh metalov [Tekst]: sprav. yzd., 2-e yzd., pererab. y dop. M. : Metallurhiya, , 272.
2. Prybylnye nadstavky dlia razlyvky staly v yzlozhnytsy [Elektronnyi resurs]. Rezhym dostupu: <https://steeltimes.ru/allmet/casting/ingots/equipment/008.php>.
3. Uluchsheniye teplovoi raboty prybyly krupnykh stalnykh slytkov [Elektronnyi resurs]. Rezhym dostupu: <https://cyberleninka.ru/article/n/uluchsheniye-teplovoy-raboty-pribyli-krupnykh-stalnykh-slytkov>
4. Kuzovov A. F. (2017). Tekhnolohycheskye raschety pyta-nyia otlvok [Tekst] : monohrafyia. Zaporozhe : ZNTU, 76.

## МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

### MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 620.17:620.1:669.245

- Наумик О. О. аспірантка Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: enaumyk2003@gmail.com, ORCID 0000-0002-1963-1836
- Тьомкін Д. О. заступник головного металурга Запорізького машинобудівного заводу ім. Омельченка В.І., м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID 0000-0002-4042-4452
- Наумик В. В. доктор технічних наук, професор, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності, професор кафедри машин і технологій ливарного виробництва проректор Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vnaumyk@gmail.com, ORCID 0000-0002-0657-4510

### АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ЯКІСНИХ ПОКАЗНИКІВ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗДК-ВІ

**Мета дослідження.** Проведення аналітичних розрахунків найважливіших параметрів, що визначають структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, з використанням відомих розрахунково-аналітичних методик, для оцінки його загальної придатності для широкого застосування модифікування різними комплексами.

**Методи дослідження.** Відповідно до розрахункових методик PHACOMP і New PHACOMP за хімічним складом  $\gamma$ -твердих розчинів розраховували параметри структурної стабільності: сумарну кількість електронних вакансій у  $\gamma$ -твердому розчині  $\bar{N}_{v,\gamma}$  та сумарну кількість валентних електронів у  $\gamma$ -твердому розчині  $\bar{M}d_\gamma$ , з урахування значень параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз. ДЕ-методом оцінювали збалансованість хімічного складу сплаву за величиною параметра дисбалансу його системи легування, з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro). Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) визначали температурні параметри, значення границі короточасної міцності та тривалої міцності при різних температурах для сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування за регресійними математичними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних.

**Наукова новизна.** Проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

За значеннями параметрів дисбалансу системи легування ДЕ та сумарної кількості валентних електронів в сплаві  $\bar{M}d_\gamma$  сплав ЖСЗДК-ВІ є досить збалансованим поблизу середнього рівня вмісту елементів.

Встановлено, що у всьому діапазоні легування Cr, W та Mo значення параметрів П<sub>ТЩУ</sub>,  $\bar{N}_{v,\gamma}$  і  $\bar{M}d_\gamma$  несуттєво монотонно знижуються, що свідчить про високий рівень структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Отримані розрахункові дані свідчать про те, що сплав ЖСЗДК-ВІ явно не є розрахованим на роботу при температурах, що наближуються до 1000 °С на протязі 1000 годин.

**Практична цінність.** Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

**Ключові слова:** жароміцний нікелевий сплав, розрахунково-аналітичні методики, структурна і фазова стабільність, температурні параметри, межа міцності, тривала міцність.

#### Вступ

Конкурентоспроможність вітчизняної високотехнологічної продукції на світовому ринку, особливо у сучасних умовах воєнного стану, у значній

мірі визначається техніко-економічними показниками таких критичних галузей промисловості, як авіаційне та енергетичне машинобудування.

Найбільш навантаженим і відповідальним елементом силових установок, що перетворює потенційну енергію, що утворюється в процесі згорання палива, в кінетичну енергію турбіни, що обертається є робочі лопатки [1, 2]. Ці деталі силових агрегатів авіаційного та енергетичного машинобудування виготовляються методами рівноосної та спрямованої кристалізації із жароміцних нікелевих сплавів [3–5].

Необхідний рівень фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сучасних жароміцних сплавів забезпечується за рахунок досить складної системи легування [3–6]. Відомо достатньо дієві шляхи покращення комплексу властивостей вже існуючих сплавів, такі як модифікування та інші технологічні методи покращення структури та якісних показників матеріалу готових виробів [6–8].

Широко застосовувані для виготовлення методом рівноосної кристалізації литих робочих лопаток турбін вентилятора, які працюють за температури до 900 °С, є сплав ЖСЗДК-ВІ [3, 4]. Цей сплав є добре відомим, але при цьому лишаються резерви підвищення його фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, у тому числі за рахунок застосування різних методів модифікування.

Оскільки проведення натурних випробувань з покращення структури і властивостей жароміцних нікелевих сплавів є дуже коштовним і тривалим процесом, для здешевлення і прискорення досягнення поставленої мети обґрунтованим є використання різних розрахунково-аналітичних методик, які дозволяють на базі аналізу і узагальнення існуючих відомостей про сучасні сплави, передбачити основні якісні показники, що можуть бути досягнуті шляхом додаткового легування, або модифікування [9–11].

### Мета роботи

Проведення аналітичних розрахунків найважливіших параметрів, що визначають структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, з використанням відомих розрахунково-аналітичних методик, для оцінки його загальної придатності для широкого застосування модифікування різними комплексами.

### Основний матеріал досліджень

Для досягнення поставленої необхідно було вирішити задачу з оцінки структурної і фазової стабільності та інших важливих якісних показників жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування, а саме, на нижній та верхній межі та середньому рівні (табл. 1).

Широко використовуваними є методи PHASOMP [12, 13] і New PHASOMP [14], згідно з якими за хімічним складом  $\gamma$ - твердих розчинів розраховуються параметри структурної стабільності: сумарна кількість електронних

вакансій у  $\gamma$ -твердому розчині  $\bar{N}_{v\gamma}$  та сумарна кількість валентних електронів у  $\gamma$ - твердому розчині  $\bar{M}d_{\gamma}$ .

$\bar{N}_{v\gamma}$ - фактор розраховується за середньою кількістю електронних дірок шляхом підсумовування за формулою (1):

$$\bar{N}_{v\gamma} = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_v)_i,$$

де  $m_i$  і  $(N_v)_i$  – відповідно атомна маса і-го компонента та число електронних дірок кожного конкретного елемента;

$n$  – число компонентів у  $\gamma$ - твердому розчині.

Результати порівняльного аналізу, проведені на групі відомих промислових сплавів [15], показали, що при малому значенні параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно упакованих (ТЩУ) фаз  $P_{\text{ТЩУ}} = \frac{\text{Cr}}{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}} < 0,5$  і

нижчому значенні величини фактора  $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,3$  – більш вірогідним є утворення  $\mu$ - фази або подвійних карбідів типу  $\text{Me}_6\text{C}$ .

При більшому значенні параметра  $P_{\text{ТЩУ}} > 0,7$  та більш високому значенні фактора  $\bar{N}_{v\gamma} \geq 2,4$  – більш вірогідним є утворення  $\sigma$ - фази.

Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахункової методики (КРАМ) [9–11], виходячи з параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз  $P_{\text{ТЩУ}}$ , параметри структурної стабільності  $\bar{N}_{v\gamma}$  і  $\bar{M}d_{\gamma}$  можуть бути визначені як:

$$\bar{N}_{v\gamma} = 1,7346 \cdot P_{\text{ТЩУ}} + 0,7593; R^2 = 0,9112,$$

$$\bar{M}d_{\gamma} = 0,0975 \cdot \bar{N}_{v\gamma} + 0,6941; R^2 = 0,9813.$$

Умовами стабільності є:  $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,45$ ;  $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$ .

Тоді для хімічного складу сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування отримуємо такі параметри структурної стабільності (табл. 2).

Видно, що у всьому діапазоні легування Cr, W та Mo значення параметрів  $P_{\text{ТЩУ}}$ ,  $\bar{N}_{v\gamma}$  і  $\bar{M}d_{\gamma}$  несуттєво монотонно знижуються, що свідчить про високий рівень структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Також відома методика оцінки збалансованості хімічного складу сплавів.  $\Delta E$ - методом [16, 17] за величиною параметра дисбалансу системи легування, з урахуванням параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз [15].

**Таблиця 1** – Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування

Джерело	Вміст елементів, % по масі						
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Зразок	0,10	12,0	9,20	4,30	4,36	2,90	4,20
Норми ОСТ 1 90126-85	0,06-0,11	11,0-12,5	8,0-10,0	3,8-4,5	4,0-4,8	2,5-3,2	3,8-4,5
Нижня межа	0,06	11,0	8,0	3,8	4,0	2,5	3,8
Середній рівень	0,085	11,75	9,0	4,15	4,4	2,85	4,15
Верхня межа	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5

Примітка. Відповідно ОСТ 1 90126-85 в сплаві також допускається вміст (по масі) Fe ≤ 2,0 %; Si ≤ 0,4 %; Mn ≤ 0,4 %; S ≤ 0,015 %.

**Таблиця 2** – Розрахункові параметри структурної стабільності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Розрахункові параметри структурної стабільності		
	$P_{тщ}$	$\bar{N}_{v\gamma}$	$\bar{M} d_{\gamma}$
Нижній	0,5914	1,78514	0,86815
Середній	0,5860	1,77584	0,86724
Верхній	0,5814	1,76779	0,86646

Розрахунок чисельного значення параметра дисбалансу системи легування  $\Delta E$  провадиться за наступною формулою.

$$\Delta E = \sum_{i=1}^n E_i \cdot C_i - \left( 0,0036 \cdot \sum_{i=1}^n A_i \cdot C_i - 6,28 \right),$$

де  $C_i$ ,  $A_i$  і  $E_i$  – відповідно концентрація, атомна маса і кількість валентних електронів  $i$ -го компонента сплаву ( $sp$ -електронів алюмінію і  $ds$ -електронів перехідних елементів);

$n$  – число компонентів сплаву, включаючи основу.

Величина і знак  $\Delta E$  характеризує дисбаланс системи легування сплаву і ймовірність напрямку протікання фазових перетворень. Знак величини  $\Delta E$  визначає характер фазових реакцій і свідчить про ступінь збалансованості багатокомпонентного складу сплаву.

Порівняльний аналіз результатів, отриманих за допомогою розрахункового  $\Delta E$ -методу для відомих промислових нікелевих жароміцних сплавів, призначених для спрямованої (моно) кристалізації показав, що збалансованість хімічного складу більшості з них низька або практично відсутня [16, 17].

Відповідно до  $\Delta E$ -методу, сплави вважаються збалансованими за хімічним складом при виконанні граничних умов величини параметра дисбалансу системи легування  $\Delta E = \pm 0,04$ .

**Таблиця 3** – Розрахунок хімічного складу сплаву ЖСЗДК-ВІ в атомних %

Параметр	Елемент								
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Ni	
Атомна маса	12,0	52,0	58,9	183,9	27,0	47,9	96,0	58,7	
Норми ОСТ 1 90126-85	0,06-0,11	11,0-12,5	8,0-10,0	3,8-4,5	4,0-4,8	2,5-3,2	3,8-4,5	основа	
Нижня межа	% по масі	0,06	11,0	8,0	3,8	4,0	2,5	3,8	66,84
	відносна кільк. ат.	0,005	0,212	0,136	0,021	0,148	0,052	0,040	1,139
	% ат.	0,28	12,08	7,75	1,18	8,46	2,98	2,26	65,01
Середній рівень	% по масі	0,085	11,75	9,0	4,15	4,4	2,85	4,15	63,615
	відносна кільк. ат.	0,007	0,226	0,153	0,023	0,163	0,064	0,043	1,084
	% ат.	0,4	12,85	8,69	1,28	9,28	3,39	2,46	61,65
Верхня межа	% по масі	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5	60,39
	відносна кільк. ат.	0,009	0,240	0,170	0,024	0,178	0,067	0,047	1,029
	% ат.	0,52	13,63	9,62	1,39	10,08	3,79	2,66	58,32

Сплави, що мають більше позитивного значення параметра, ніж величина  $\Delta E \geq 0,04$ , є схильними до утворення надлишкових фаз типу  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Nb$ ,  $Ni_3Ta$  несприятливої морфології.

Сплави, що мають більше негативного значення параметра, ніж величина  $\Delta E \leq -0,04$ , є схильними до утворення надлишкових топологічно щільно упакованих фаз ( $\mu$ -фази) або подвійних карбідів типу  $Me_6C$  [16–18].

Сплав вважається ідеально збалансованим за хімічним складом за умови:  $\Delta E = 0$ .

Для розрахунку параметра дисбалансу системи легування  $\Delta E$  необхідно визначити склад сплавів в атомних %. Для цього треба розділити вміст кожного елемента (включаючи основу – Ni) у масових % на його атомну масу, та визначити питомий вміст у сплаві атомів кожного елемента (табл. 3).

Відповідні чисельні значення параметру дисбалансу системи легування  $\Delta E$  для різних рівнів легування було розраховано методом CALPHAD (JMatPro) [19, 20].

На нижній межі:  $\Delta E = 0,168595$ .

На середньому рівні:  $\Delta E = 0,029792$ .

На верхній межі:  $\Delta E = -0,10624$ .

Відповідно до методики КРАМ такий параметр структурної стабільності, як сумарна кількість валентних електронів в сплаві  $\bar{M}d_C$ , може бути визначений за величиною параметру збалансованості системи легування  $\Delta E$  за наступним регресійним рівнянням [9–11]:

$$\bar{M}d_C = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803; R^2 = 0,9886.$$

Умовою стабільності в цьому разі є  $\bar{M}d_C = 0,980 \pm 0,008$

Для сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування маємо наступне.

На нижній межі:  $\bar{M}d_C = 1,012$ .

На середньому рівні:  $\bar{M}d_C = 0,9859$ .

На верхній межі:  $\bar{M}d_C = 0,9603$ .

Таким чином, за значеннями параметрів дисбалансу системи легування  $\Delta E$  та сумарної кількості валентних електронів в сплаві  $\bar{M}d_C$ , сплав ЖСЗДК-ВІ є досить збалансованим поблизу середнього рівня вмісту елементів.

Температурні параметри дослідних жароміцних нікелевих сплавів залежно від їх хімічного складу, згідно з розробленою комплексною методикою, визначаються за наступними регресійними математичними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних [9–11, 21].

Виходячи із суми масових часток елементів, що зміцнюють  $\gamma$ -твердий розчин  $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Mo+W+Ta+Re+Ru}$ , % по масі:

температура ліквідус  $t_L$ , °C

$$t_L = 5,5572 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1309,3; R^2 = 0,9801;$$

температура солідус  $t_S$ , °C

$$t_S = 8,7819 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1189,6; R^2 = 0,9816.$$

Виходячи із суми масових часток елементів, що утворюють  $\gamma'$ -фазу  $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al+Ti+Nb+Ta+Hf}$ , % по масі:

температура локального плавлення евтектики  $t_{\text{ЕВТ.}}$ , °C

$$t_{\text{ЕВТ.}} = 16,059 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1101,8; R^2 = 0,9563);$$

температура повного розчинення  $\gamma'$ -фази  $t_{\text{П.Р.}}$ , °C

$$t_{\text{П.Р.}} = 25,073 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 955,01; R^2 = 0,9715;$$

температура начала розчинення  $\gamma'$ -фази  $t_{\text{Н.Р.}}$ , °C

$$t_{\text{Н.Р.}} = 3,0087 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 818,49; R^2 = 0,9691.$$

Для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування маємо наступні температурні параметри (табл. 4).

Кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ - фази  $V_{\gamma'}$ , % за масою, при різних температурах залежно від суми масових часток  $\gamma'$ - утворюючих елементів  $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al+Ti+Nb+Ta+Hf}$ , може бути визначено за наступними математичними регресійними моделями [9–11], отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних по групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

$$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209; R^2 = 0,9671;$$

$$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493; R^2 = 0,9665;$$

$$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033; R^2 = 0,9677;$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409; R^2 = 0,9686.$$

Результати розрахунку для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування наведено в таблиці 5.

Границя короткочасної міцності  $\sigma_B$ , МПа може бути розрахований виходячи з кількості основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma'}$ , % по масі, для нормальної та стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та апробованими на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [9–11].

$$\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049; R^2 = 0,9479;$$

$$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67; R^2 = 0,9517;$$

$$\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60; R^2 = 0,9857;$$

$$\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07; R^2 = 0,9461.$$

Результати розрахунків для різних рівнів легування сплаву ЖСЗДК-ВІ наведені в таблиці 6.

**Таблиця 4** – Температурні параметри жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Значення температурних параметрів, °C								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_L$	$t_S$	$\Delta t_{\text{кр.}} = t_L - t_S$	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$T_{\text{ЕВТ.}}$	$t_{\text{П.Р.}}$	$t_{\text{Н.Р.}}$	$\Delta t_{\text{ГО}} = T_{\text{ЕВТ.}} - t_{\text{П.Р.}}$
Нижній	7,6	1351,5	1256,3	95,2	6,5	1206,2	1118,0	838,0	88,2
Середній	8,3	1355,4	1262,5	92,9	7,25	1218,2	1136,8	840,3	81,4
Верхній	9,0	1359,3	1268,6	90,7	8,0	1230,3	1155,6	842,6	74,7

**Таблиця 5** – Кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ - фази  $V_{\gamma'}$  залежно від сумарного вмісту  $\gamma'$ - утворюючих елементів  $\Sigma C_{\gamma'}$  у жароміцному нікелевому сплаві ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування при нормальній та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Сумарна кількість $\gamma'$ -утворюючих елементів $\Sigma C_{\gamma'}$ , % по масі	Кількість основної зміцнюючої $\gamma'$ - фази $V_{\gamma'}$ , % по масі, при температурах			
		$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Нижній	6,5	44,86	37,76	34,74	24,11
Середній	7,25	47,60	42,76	39,24	28,84
Верхній	8,0	50,24	47,26	43,34	33,24

**Таблиця 6** – Границя короткочасної міцності  $\sigma_B^t$ , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування за нормальної та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Межа короткочасної міцності $\sigma_B^t$ , МПа, при температурах			
	$\sigma_B^{20}$	$\sigma_B^{800}$	$\sigma_B^{900}$	$\sigma_B^{1000}$
Нижній	817,85	812,06	594,72	381,15
Середній	863,40	854,22	654,71	423,74
Верхній	907,29	892,17	709,37	463,36

Математично залежність границі короткочасної міцності  $\sigma_B^t$ , МПа жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування від температури  $t$  може бути описана за допомогою наступних поліноміальних залежностей:

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0025 \cdot t^2 - 0,4117 \cdot t + 823,59; \quad R^2 = 0,9906;$$

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0026 \cdot t^2 - 0,4353 \cdot t + 870,15; \quad R^2 = 0,9963;$$

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0026 \cdot t^2 - 0,4519 \cdot t + 914,87; \quad R^2 = 0,9992.$$

Границя 100- і 1000-годинної тривалої міцності  $\sigma_t^t$ , МПа, може бути розрахований виходячи з кількості основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma'}$ , % по масі, для стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та апробованих на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [9 – 11].

Для границі 100-годинної тривалої міцності: при 800 °С

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09; \quad R^2 = 0,9859;$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463; \quad R^2 = 0,9802;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666; \quad R^2 = 0,9875.$$

Для границі 1000-годинної тривалої міцності: при 800 °С

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101; \quad R^2 = 0,9645;$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47; \quad R^2 = 0,9692;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95; \quad R^2 = 0,9650.$$

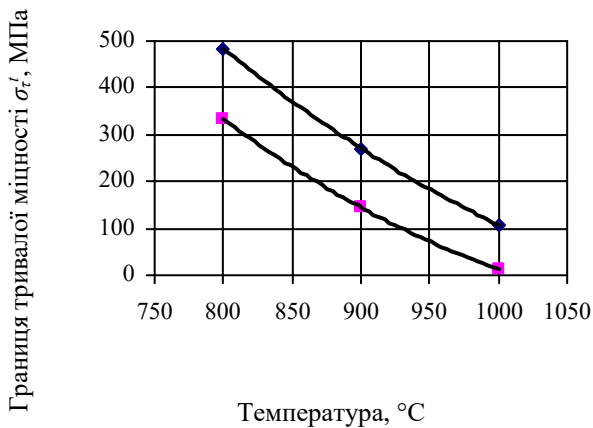
Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено у таблиці 7.

**Таблиця 7** – Границя 100- і 1000-годинної тривалої міцності  $\sigma_t^t$ , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування при стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Границя 100- і 1000-годинної тривалої міцності $\sigma_t^t$ , МПа, при стандартних підвищених температурах					
	$\sigma_{100}^{800}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{800}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{1000}^{1000}$
Нижній	441,47	229,15	80,97	294,19	101,54	-12,40
Середній	483,10	271,72	107,97	332,96	144,68	13,01
Верхній	520,56	310,50	133,09	367,85	183,98	36,66

Наведені в таблиці розрахункові дані свідчать про те, що сплав ЖСЗДК-ВІ явно не є розрахованим на роботу при температурах, що наближуються до 1000 °С на протязі 1000 годин.

Графічно залежність розрахункової границі 100- і 1000-годинної тривалої міцності  $\sigma_t^t$ , МПа, від температури для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування наведено на рисунку 1.



**Рисунок 1.** Залежність розрахункової границі 100- (верхня крива) і 1000-годинної (нижня крива) тривалої міцності  $\sigma_t^t$ , МПа, від температури для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування.

Математично вказані залежності можуть бути описаними за допомогою наступних поліноміальних залежностей:

$$\sigma_{100}^t = 0,0024 \cdot t^2 - 6,26 \cdot t + 3927,9; R^2 = 1,0;$$

$$\sigma_{1000}^t = 0,0028 \cdot t^2 - 6,69 \cdot t + 3877,2; R^2 = 1,0.$$

### Висновки

З використанням відомих методик, проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. Розрахункові показники відповідають рівню вимог ОСТ 1 90126-85.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікуванням різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

### Список літератури

1. Badeer G. H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features / G. H. Badeer // GE Power Systems. – 2000. – 20 p.
2. Ресурсозберігаючі технології виробництва литва для авіаційного двигунобудування. Моногр. / Богуслаєв В.О., Балушок К.Б., Клочихін В.В. та ін. – Запоріжжя : АТ «Мотор Січ», 2021. – 197 с.
3. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Хагель // Пер. с англ. под ред. Савицкого Е. М. – М. : Металлургия, 1976. – 567 с.
4. 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.

5. Sanchugov Y. L. Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion / Y. L. Sanchugov, A. D. Koval, S. B. Belikov // NACE – International Corrosion Conference Series, 4, P. 3435–3438, 2012.

6. Michels H. T. Nickel-Base Superalloys / H. T. Michels, W. Z. Friend // Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. – New York, 1980. – P. 435–449.

7. Разработка технологии модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВІ ультрадисперсными порошками карбонитрида титана / Клочихин В. В., Данилов С. Н., Лысенко Н. А., Наумик В. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2020. – № 2. – С. 37–44. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2020-2-5>.

8. Вплив комплексного модифікування на структуру й можливості жароміцного нікелевого сплаву / С. М. Данілов, Д. О. Тьомкін, В. В. Наумик та ін. // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2022. – № 4 спецвипуск 2 (182). – С. 101–107 DOI: <https://doi.org/10.32620/akt.2022.4sup2.15>

9. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.

10. 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.

11. Гайдук С. В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / С. В. Гайдук, О. В. Гнатенко, В. В. Наумик // Вісник ДД-МА. – 2011. – № 4 (25). – С. 40–43.

12. Murphy H. J. PHACOMP Revisited / H. J. Murphy, C. T. Sims and A. M. Reltran // Superalloys. – 1968. – P. 47–66.

13. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др. ; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.

14. Morinaga M. New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.

15. Пигрова Г.Д. Условия образования  $\sigma$ - и  $\mu$ -фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин // Физика металлов и металловедение. – 1969. – Т. 28. – Вып. 5. – С. 858–861.

16. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932 – 2007. Юбилейный научно-технический сборник.; под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. – М. : ВИАМ, 2007. – 438 с.

17. Морозова Г. И. Особенности структуры и фазового состава высокоренивого никелевого жаропрочного сплава / Г.И. Морозова, О.Б. Тимофеева,



Н.В. Петрушин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 2. – С. 10–16.

18. Каблов Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений / Е. Н. Каблов // Вестн. Моск. ун-та. – Сер. 2. – Химия, 2005. – Т. 46. – № 3. – С. 155–167.

19. Perrut M. Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials / M. Perrut // AerospaceLab, Iss. 9 – July, 2015. – P. 1–11.

20. Lukas H. L. Computational thermodynamics: the Calphad method / H. L. Lukas, S. G. Fries, B. Sundman // Cambridge University Press. – 2007. – 307 p.

21. Caron P. High  $\gamma'$ -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications / P. Caron // Superalloys 2000. T.M Pollock, et. all. (Eds.). A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania // Minerals, Metals & Materials Society. – 2000. – P. 737–746.

Одержано 27.02.2023

## ANALYTICAL CALCULATION OF QUALITY INDICATORS ЖСЗДК-ВІ FOUNDRY HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOY

- Naumyk O. Postgraduate, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: enaumyk2003@gmail.com, ORCID: 0000-0002-1963-1836
- Tomkin D. Deputy of head metallurgist in Zaporizhzhia Omelchenko machine-building plant, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4042-4452
- 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 Foundry Machines and Technology, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vnaumyk@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0657-4510

**Purpose.** Carrying out analytical calculations of the most important parameters that determine the structural and phase stability and workability of the cast heat-resistant nickel alloy ЖСЗДК-ВІ, using known calculation and analytical methods, to assess its general suitability for wide application of modification with various complexes.

**Research methods.** According to the PHACOMP and New PHACOMP calculation methods, the parameters of structural stability were calculated based on the chemical composition of  $\gamma$ -solid solutions: the total number of electron vacancies in the  $\gamma$ -solid solution  $\bar{N}_{v\gamma}$  and the total number of valence electrons in the  $\gamma$ -solid solution  $\bar{M}d_\gamma$ , taking into account the values of the parameter of the tendency of the alloy to form topologically densely packed (TDP) phases. The balance of the chemical composition of the alloy was assessed by the  $\Delta E$  method based on the value of the imbalance parameter of its alloying system, using computer modeling of thermodynamic processes by the CALPHAD method in the program (JMatPro). In accordance with the complex calculation and analytical methodology (CCAM) developed at NU “Zaporizhzhia Polytechnic”, temperature parameters, short-term strength limit values and long-term strength values at different temperatures for the ЖСЗДК-ВІ alloy at different levels of alloying were determined using regression mathematical models obtained on the basis of mathematical processing of known experimental data.

**Scientific novelty.** A complex of computational and analytical studies was carried out and the most important parameters characterizing the structural and phase stability and workability of the cast heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI were determined.

According to the parameters of the imbalance of the alloying system  $\Delta E$  and the total number of valence electrons in the  $\bar{M}d_\gamma$  alloy, the ЖСЗДК-ВІ alloy is enough balanced near the average level of element content.

It was established that in the entire range of Cr, W, and Mo alloying, the values of the parameters of the  $P_{TDP}$ ,  $\bar{N}_{v\gamma}$  and  $\bar{M}d_\gamma$  decrease slightly monotonically, which indicates a high level of structural stability of the ЖСЗДК-ВІ alloy.

The obtained calculation data indicate that the ЖСЗДК-ВІ alloy is clearly not designed for operation at temperatures approaching 1000 °C for 1000 hours.

**Practical value.** The obtained results indicate the sufficient stability of the ЖСЗДК-ВІ alloy and its general suitability for wide application of modification with various complexes to improve the level of physical-mechanical and operational properties.

**Key words:** heat-resistant nickel alloy, calculation and analytical methods, structural and phase stability, temperature parameters, strength limit, long-term strength.

## References

1. G.H. Badeer (2000). GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features. *GE Power Systems*, 20.
2. V.O. Boguslaev, K.B. Balushok, V.V. Klochikhin et al. (2021). Resource-saving technologies of production in foundry for aircraft engine construction. Zaporizhzhia, Ukraine: JSC "Motor Sich", [in Ukrainian].
3. Ch. Sims, W. Hagel, Heat-resistant alloys, tr. from english ed. E.M. Savitsky. Moscow, Russia: Metallurgy, 1976.
4. Ch.T. Sims (1995). Superalloys II: Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants: in 2 books, ed. Ch.T. Sims, N.S. Stoloff, W.K. Hagel, tr. from english ed. R.E. Shalin. Moscow, Russia: Metallurgy,.
5. Y. L. Sanchugov, A. D. Koval and S. B. Belikov (2012). Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion. *NACE – International Corrosion Conference Series*, 4, 3435–3438.
6. H.T. Michels, W.Z. Friend (1980). Nickel-Base Superalloys, *Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys*. New York, 435–449.
7. V.V. Klochikhin, S.N. Danilov, N.A. Lysenko and V.V. Naumyk (2020). Development of technology for modifying heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI with ultrafine powders of titanium carbonitride. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 37–44, [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2020-2-5>.
8. S.M. Danilov, D.O. Tyomkin, V.V. Naumyk, et al. (2022). The injection of a complex modification-forging on the structure and feasibility of a heat-treated nickel alloy. *Aviation and space technology and technology*, no. 4 special issue 2 (182), 101–107, [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.32620/aktt.2022.4sup2.15>.
9. S.V. Gaiduk (2015). Complex calculation and analytical technique for designing foundry heat-resistant nickel alloys. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 92–103, [in Russian].
10. S.V. Gaiduk, T.V. Tikhomirova (2016). Complex calculation and analytical technique for designing foundry heat-resistant nickel alloys with required service properties. *Metallurgical and mining industry*, 5 (302), 62–69, [in Russian].
11. S.V. Gaiduk, O.V. Gnatenko and V.V. Naumyk (2011). Predicting the structural and phase stability of an economically alloyed heat-resistant alloy for responsible castings, *Bulletin of DDMA*, 4 (25), 40–43, [in Russian].
12. H. J. Murphy, C. T. Sims and A. M. Reltran (1968). PHACOMP Revisited, *Superalloys*, 47–66.
13. D. Kotsoradis, P. Felix, H. Fishmeister, et al. (1981). Heat-resistant alloys for gas turbines. Proceedings of the international conference, per. from English. ed. R.E. Shalin. Moscow, Russia: Metallurgy, [in Russian].
14. M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki (1984). New PHACOMP and its application to alloy design, *Superalloys 1984* (eds. M. Gell et al.), AIME, 523–532.
15. G.D. Pigrov, E.E. Levin (1969). Conditions for the formation of  $\sigma$ - and  $\mu$ -phases in nickel-based heat-resistant alloys, *Physics of metals and metal science*, 28, 5, 858–861.
16. 75 years old. Aviation materials. Selected works of "VIAM" 1932-2007 (2007). Anniversary scientific and technical collection. under total ed. acad. RAS E.N. Kablov. Moscow, Russia: VIAM, [in Russian].
17. G.I. Morozova, O.B. Timofeeva, N.V. Petrushin (2009). Features of the structure and phase composition of a high-rhenium nickel heat-resistant alloy. *Metal Science and Thermal Processing of Metals*, 2, 10–16, 2009. [in Russian].
18. E.N. Kablov (2005). Physico-chemical and technological features of creating heat-resistant alloys containing rhenium. *Vestn. Moscow university*, ser. 2, Chemistry, 46, 3, 155–167, [in Russian].
19. M. Perrut (2015). "Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials" *AerospaceLab*, Iss. 9, July, 1–11.
20. H. L. Lukas, S. G. Fries and B. Sundman (2007). Computational thermodynamics: the Calphad method. *Cambridge University Press*.
21. P. Caron (2000). High  $\gamma'$ -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications, *Superalloys 2000*. T.M Pollock, et. all. (Eds.). A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania. *Minerals, Metals & Materials Society*, 737–746.

УДК 620.178.3

- Сочава А. І. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри деталей машин та ПТМ Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kafedra\_dm\_ptm@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0003-2418-1312
- Мартовицький Л. М. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри деталей машин та ПТМ Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: l.martovitskii@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6839-1840
- Глушко В. І. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри деталей машин та ПТМ Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: kafedra\_dm\_ptm@zntu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-8109-6950
- Фролов Р. О. старший викладач кафедри деталей машин та ПТМ Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: frolovra@i.ua, ORCID: 0000-0001-9967-0220
- Задорожній О. А. провідний інженер-конструктор ТОВ «Південна промислова компанія», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: oleg.zadorozhnyi94@gmail.com

## ДО РОЗРАХУНКУ ДЕТАЛЕЙ МАШИН НА ОПІР ВТОМИ

**Мета роботи.** Метою даної роботи було узагальнення довідкових та експериментальних даних та надання рекомендацій до проектування деталей машин на опір втоми в умовах асиметрії циклу.

**Методи дослідження.** Для дослідження проблеми опору конструкційних матеріалів втоми в умовах асиметрії циклу була використана установка для випробування зразків при будь-яких коефіцієнтах асиметрії циклу, як при розтягуючих, так і при стискаючих середніх напруженнях. Установка була створена в НУ «Запорізька політехніка». На цій установці були проведенні випробування плоских, гладких зразків з поперечним перетином  $5 \times 20$  мм, а також зразків перетином  $5 \times 24$  мм, з концентратором у вигляді отвору діаметром 5 мм із сталі 09Г2С відповідно до ДСТУ 8541. Дослідження гладких зразків проводилися при середніх напруженнях циклу 0, 100, 200, 300, -100, -150, -200 МПа до довговічності  $5 \times 10^6$  циклів. Опрацьовані довідникові дані сталі з границею міцності  $\sigma_s = 520$  МПа для довговічності  $2 \times 10^6$  циклів і ефективного коефіцієнта концентрації напружень  $K_{\sigma} = 1$  після визначення граничних амплітуд  $\sigma_a$  та відповідних їм середніх напружень циклу  $\sigma_m$  при різних коефіцієнтах асиметрії циклу.

**Отримані результати.** Дослідження роботи конструкційних матеріалів при циклічних навантаженнях з різною асиметрією циклів дозволяє досконаліше зрозуміти фізичні процеси втоми матеріалів деталей машин, а також виявити залежність ефективного коефіцієнта концентрації напружень не тільки від амплітуди, а також від величини середнього напруження циклу. Показано, що дія концентратора напружень залежить від величини середніх напружень циклу.

**Наукова новизна.** Запропоновано формулу для отримання повної діаграми граничних амплітуд, яка враховує довговічність.

**Практична цінність.** Робота може бути корисною конструкторам для більш ефективного використання службових властивостей конструкційних матеріалів, а також дослідникам з метою економії відшкодувань при випробуваннях на опір втоми.

**Ключові слова:** асиметрія циклу, діаграма граничних амплітуд, концентрація напружень, довговічність, границя міцності, криві втоми.

### Вступ

Більшість деталей машин під час експлуатації працює в умовах асиметрії циклу. При проектуванні таких деталей для роботи на втому слід мати дані про витривалість конструкційних матеріалів при циклічних навантаженнях з різною асиметрією, подібною експлуатаційним циклам. В довідниках дані про витривалість матеріалів найчастіше обмежуються симетричним циклом, оскільки такий режим порівняно просто реалізувати на машинах конструкції Шенка (згин з

обертанням). Отримання даних, що відповідають необхідним коефіцієнтам асиметрії, шляхом аналітичних апроксимацій Гербера, Гудмана, Одингга, Зодерберга, Сміта та схематизованої діаграми граничних амплітуд Серенсена дають неточні результати, що призводить до обмежених довговічностей, або до завищеної матеріалоемності [1]. Особливо недостатньо зустрічаються дані про витривалість конструкційних матеріалів при середніх стискаючих навантаженнях.

### Аналіз досліджень та публікацій

В довіднику [2] дані про витривалість конструкційних матеріалів подаються у вигляді таблиць для конкретних значень коефіцієнтів асиметрії циклу, а тому мають дискретний характер. Опрацьовані довідникові дані сталі з границею міцності  $\sigma_s = 520$  МПа для довговічності  $2 \times 10^6$  циклів і ефективного коефіцієнта концентрації напружень  $K_\sigma = 1$  після визначення граничних амплітуд  $\sigma_a$  та відповідних їм середніх напружень циклу  $\sigma_m$  при коефіцієнтах асиметрії  $R = -1.0; -0.8; -0.6; -0.4; -0.2; 0; +0.2$  та режимах  $1/R = -0.2; -0.4; -0.6; -0.8$  представлені на рисунку 1.

Для апроксимації результатів у вигляді кривих однакової довговічності діаграми граничних амплітуд використані наступні залежності:

формула Гербера [1]

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \cdot \left[ 1 - \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_s} \right)^2 \right], \quad (1)$$

формула Гудмана [1]

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_s} \right), \quad (2)$$

формула Зодерберга [1]

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_T} \right), \quad (3)$$

парабола Одінга [3]

$$(\sigma_{-1})^2 = (\sigma_a)^2 + \sigma_a \cdot \sigma_m \quad (4)$$

крива Сміта [1]

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \cdot \frac{1 - \sigma_m / \sigma_s}{1 + \sigma_m / \sigma_s}, \quad (5)$$

де  $\sigma_{-1}$  – границя витривалості при симетричному циклі, МПа;

$\sigma_a$  і  $\sigma_m$  – амплітудне і середнє напруження, МПа;

$\sigma_T$  – границя текучості, МПа;

$\sigma_s$  – границя міцності при розтягу, МПа.

Для апроксимації також використана формула, яка обґрунтована в статистичному аспекті в Запорізькому машинобудівному інституті (нині НУ «Запорізька політехніка») [4]:

$$\sigma_a = \sigma_{-1} \cdot \left( \frac{\lg \lg N}{\lg \lg N_B} \right)^{\frac{2\sigma_m}{\sigma_s - \sigma_{sc}}} \frac{(\sigma_m - \sigma_s) \cdot (\sigma_m - \sigma_{sc})}{\sigma_s \cdot \sigma_{sc}}, \quad (6)$$

де  $\sigma_{-1}$  – амплітуда симетричного циклу, МПа;

$N$  – розрахункова довговічність, циклів;

$N_B$  – базова довговічність випробувань, циклів;

$\sigma_s$  – границя міцності при розтягу, МПа;

$\sigma_{sc}$  – границя міцності при стиску, МПа.

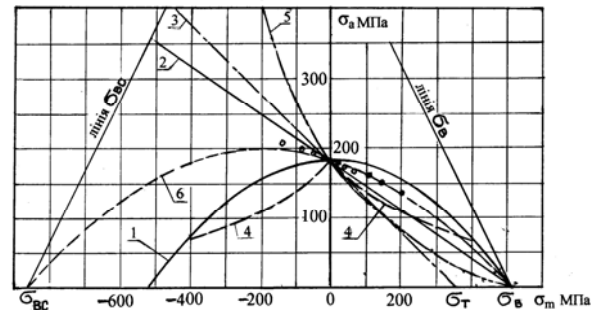


Рисунок 1. Апроксимація діаграми граничних амплітуд:

1 – парабола Гербера, 2 – лінія Гудмана, 3 – лінія Зодерберга, 4 – крива Одінга, 5 – крива Сміта, 6 – парабола «Запорізька політехніка»

Аналізуючи діаграму (див. рис. 1) доходимо висновку, що криві (1)...(5) не враховують характеристик міцності при стисканні, тому, якщо при  $\sigma_m > 0$  названі криві якось і наближаються до результатів експерименту, то при середніх напруженнях стиску ( $\sigma_m < 0$ ), вони видають надто суперечливі результати. Ймовірно, що названі залежності отримані були, коли стискаючим напруженням не приділялося необхідної уваги.

Парабола (6) перекидає увесь діапазон можливих середніх напружень і описує повну діаграму граничних амплітуд від  $\sigma_s$  до  $\sigma_{sc}$ . У формулі (6) значення  $\sigma_{sc}$  слід брати зі знаком мінус. Крива 6 задовільно узгоджується з результатами експерименту.

### Мета роботи

Для більш глибокого дослідження проблеми опору конструкційних матеріалів втомі в умовах асиметрії циклу в «Запорізькій політехніці» створена і працює унікальна установка для випробування зразків при будь-яких коефіцієнтах асиметрії циклу при розтягуючих і стискаючих середніх напруженнях [5]. На цій установці проведені випробування стандартних гладких плоских зразків перетином  $5 \times 20$  мм і зразків перетином  $5 \times 24$  мм з концентратором.

Дослідження гладких зразків проводилися при середніх напруженнях циклу 0, 100, 200, 300, -100, -150, -200 МПа до довговічності  $5 \times 10^6$  циклів.

### Матеріал і методика досліджень

Результати експериментів представлені у вигляді кривих втомі [6 рис. 3] і діаграми граничних амплітуд (рис. 2). Експериментальні дані показують, що зразки працюють досить тривало і за границею текучості, але

з меншими амплітудами. При режимах навантаження за границею текучості на перших циклах спостерігається, так звана, циклічна повзучість, при якій пластична деформація накопичується дискретно щодня в момент, коли знаки  $\sigma_m$  і  $\sigma_a$  співпадають. Явище триває протягом приблизно п'яти тисяч циклів в залежності від величин середнього і амплітудного напружень з поступовим затуханням. Після цього зразок працює при заданому середньому напруженні і амплітуді циклу.

Така поведінка зразків має місце як при розтягуючих, так і стискаючих середніх напруженнях циклу, якщо максимальні за абсолютним значенням напруження перевищують границю динамічної текучості. Подібні явища спостерігались і на інших металах [7, 8].

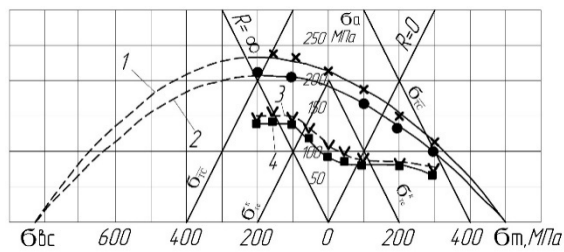


Рисунок 2. Діаграми граничних амплітуд сталі 09Г2С

Слід також відмітити, що при випробуваннях на стиск за границею текучості по мірі накопичення циклів робоча ділянка зразків стає пухкою з появою кількох тріщин на поверхні. Останнє дає підстави припускати, що під час пульсацій має місце проковзування кристалів під кутом до осі зразка. При збільшенні навантаження настає повздовжня втрата стійкості з вибочуванням зразка. Через втрату стійкості неможливо реалізувати режими навантаження за межею  $\sigma_{Tc}$  з довговічністю менше ніж  $10^5$  циклів.

Апроксимацію результатів експериментів виконано за допомогою формули (6), адекватність якої підтверджується результатами випробувань гладких зразків із сталі 09Г2С, а також на зразках із сплавів Д16Т і титану ВТ8 [10].

В роботі [9] вказується, що концентратори напружень впливають лише на значення граничних амплітуд, але, як показано в роботах [10, 11], значення ефективних концентраторів напружень залежать в значній мірі і від рівня середніх напружень циклу.

Дослідження впливу концентраторів напружень на опір втомі зразків із сталі 09Г2С в умовах асиметрії циклу виконано на плоских зразках завтовшки 5 мм з центральним отвором діаметром 5 мм (теоретичний коефіцієнт концентрації  $\alpha_\sigma = 2.5$ ).

Випробування виконані при середніх напруженнях: 0, +50, +100, +200, +300, -50, -150, -200 МПа. Результати експериментів представлені кривими

втомі на рис. 3. Криві 2, 3, 4, які належать середнім напруженням розтягу розміщуються природно нижче кривої втомі симетричного циклу (крива 1). Криві 2 і 3 пересікаються при довговічності приблизно  $10^6$  циклів. Ймовірно, дане явище можна пояснити з точки зору дії суттєвих амплітуд при  $N < 10^6$  циклів, а також з погляду механізму формування залишкових напружень в зоні концентратора.

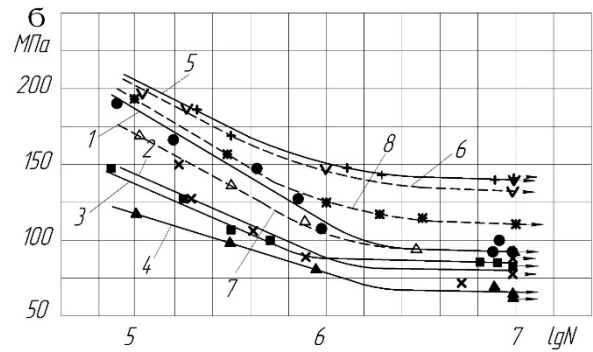


Рисунок 3. Криві втомі зразків з концентратором: 1 – при  $\sigma_m = 0$ ; 2- 100 МПа; 3 – 200 МПа; 4 – 300 МПа; 5 – (-100 МПа); 6 – (-200 МПа); 7 – (50 МПа); 8 – (-50 МПа)

Відомо, що малі пластичні деформації розтягання знижують міцність металевих конструкційних матеріалів, а значні, навпаки, їх зміцнюють. При  $\sigma_m = +100$  МПа і амплітуді 75 МПа зразки мають максимальне середнє напруження 175 МПа, яке в зоні концентратора при  $\alpha_\sigma = 2.5$  можуть мати максимальне напруження розтягання 437 МПа, що буде причиною невеликих пластичних деформацій.

Крива 3, яка відповідає  $\sigma_m = +200$  МПа і  $\sigma_a = 75$  МПа, показує можливість виникнення в зразках максимальних локальних напружень 675 МПа. Це призводить до місцевого зміцнення матеріалу зразка, як за рахунок наклепу, так і завдяки релаксації напружень. При цьому виникають залишкові напруження стиску, які зменшують напруження розтягу та створюють сприятливі умови для підвищення опору втомі матеріалу зразка.

На підставі сімейства кривих втомі (рис. 3) побудована діаграма граничних амплітуд, сумісно гладких і зразків з концентратором, яка представлена на рисунку 2.

Для визначення впливу концентраторів дані (рис.3) слід нанести на діаграму граничних амплітуд гладких зразків, що і представлено на рис. 2, криві однакової довговічності діаграми описують витривалість зразків до довговічностей  $10^6$  і  $10^7$  циклів, де 1 – гладкі зразки для  $10^6$  циклів, 2 – гладкі зразки для  $10^7$  циклів, криві 3 і 4 – зразки з концентратором для довговічностей, відповідно,  $10^6$  і  $10^7$  циклів.

Ефективні коефіцієнти концентрації визначають за формулою

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_a}{\sigma_{a_k}}, \quad (7)$$

де  $\sigma_a$  – гранична амплітуда гладкого зразка, МПа;

$\sigma_{a_k}$  – гранична амплітуда зразка з концентратором, МПа.

Граничні амплітуди отримані шляхом статистичної обробки результатів протоколів випробувань. За результатами проведених досліджень можна зробити висновок, що максимальні значення ефективного коефіцієнта концентрації напружень мають місце при розтягуючих і невеликих стискаючих середніх напруженнях циклу 0, +50, +100, -50 МПа, де пластичні деформації в зоні концентратора майже не відбуваються. Ця ділянка розміщується між лініями текучості  $\sigma_{TC}^K$  і  $\sigma_T^K$  (див. рис. 2), на якій основним фактором є дія амплітудного напруження в зоні концентратора

$$\sigma_a^K = \frac{\sigma_a}{K_{\sigma}}, \quad (8)$$

де  $K_{\sigma}$  – ефективний коефіцієнт концентрації;

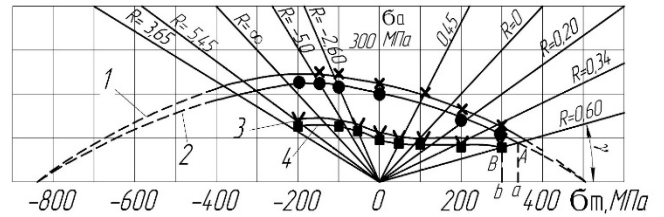
$\sigma_a$  – значення амплітуди при відповідних середніх напруженнях циклу гладких зразків, МПа.

Дана ділянка кривих однакової довговічності зразків з концентратором має ввігнутий характер. Ймовірно саме про цю ділянку йде мова в роботі [9] про те, що концентратори впливають лише на величину амплітуди циклу. Праворуч і ліворуч від названої ділянки втручаються в роботу пластичні деформації з формуванням залишкових напружень стиску при  $\sigma_m > 0$  і розтягу при  $\sigma_m < 0$ . При цьому криві однакової довговічності мають тенденцію приймати випуклу форму, оскільки розтягуючі залишкові напруження при  $\sigma_m < 0$  будуть сприяти виникненню і розвитку тріщин втоми, а стискаючі залишкові напруження при  $\sigma_m > 0$  зменшують напруження розтягу і сприяють зміцненню зразка.

На рис. 4 представлена діаграма для визначення залежності ефективного коефіцієнта концентрації напружень від асиметрії циклу, в якій позначені промені, що визначають коефіцієнти асиметрії циклу.

На підставі даної діаграми проведені розрахунки ефективних концентраторів напружень за формулою (7). Результати обчислень зведені до табл. 1.

Максимальні значення  $k_{\sigma}$  мають місце при режимах з коефіцієнтами асиметрії в діапазоні – 2,65 < R < -0,45, тобто при навантаженнях, близьких до симетричного циклу, де середні напруження циклу порівняно невеликі.



**Рисунок 4.** Діаграма для визначення залежності ефективного коефіцієнта концентрації напружень від асиметрії циклу

**Таблиця 1** – Оцінка ефективного коефіцієнта концентрації напружень

R	N = 10 <sup>6</sup>			N = 10 <sup>7</sup>		
	$\sigma_a$ , МПа	$\sigma_{a_k}$ , МПа	$K_{\sigma R}$	$\sigma_a$ , МПа	$\sigma_{a_k}$ , МПа	$K_{\sigma R}$
-1,00	215	110	1,95	195	92,2	2,10
-0,45	200	100	2,05	170	80,0	2,12
0,00	175	100	1,75	145	95,0	1,52
0,20	150	100	1,50	140	90,0	1,55
0,34	140	100	1,40	125	89,0	1,40
0,60	130	100	1,30	95	80,0	1,90
-2,60	240	130	1,85	215	120	1,79
-5,00	245	135	1,81	220	125	1,76
$\infty$	240	130	1,85	220	130	1,69
5,45	225	130	1,73	200	125	1,60

На основі вищевказаного можна порекомендувати інженерну методику проектного розрахунку деталей машин на опір втоми за допомогою діаграм граничних амплітуд конструкційних матеріалів при стаціонарних режимах:

1. Попередньо визначають робочий коефіцієнт асиметрії циклу за формулами відповідно для розтягуючого, змінання та згину

$$R_{p/c,3M} = \frac{F_{\min}}{F_{\max}}; R_{3\epsilon} = \frac{M_{\min}}{M_{\max}} \quad (9)$$

2. Для визначення службових характеристик конструкційного матеріалу слід на діаграмі провести промінь  $\tau$  під кутом  $\gamma$ , тангенс якого

$$\operatorname{tg} \gamma = \frac{1-R}{1+R}. \quad (10)$$

На рис. 4  $\sigma_a$  і  $\sigma_m$  представлені в одному масштабі.

При використанні діаграми різних масштабів для  $\sigma_a$  і  $\sigma_m$  (рис. 5)

$$\operatorname{tg} \gamma = \frac{\mu_{\sigma_a}(1-R)}{\mu_{\sigma_m}(1+R)}, \quad (11)$$

де  $\mu_{\sigma_a}$  – масштаб амплітудного напруження, мм/МПа;

$\mu_{\sigma_m}$  – масштаб середнього напруження, мм/МПа.

Промінь  $r$  є місцем положення точок, що відповідають даному коефіцієнту асиметрії  $R$ . Діаграма (рис. 5) побудована за результатами експериментів джерела [2].

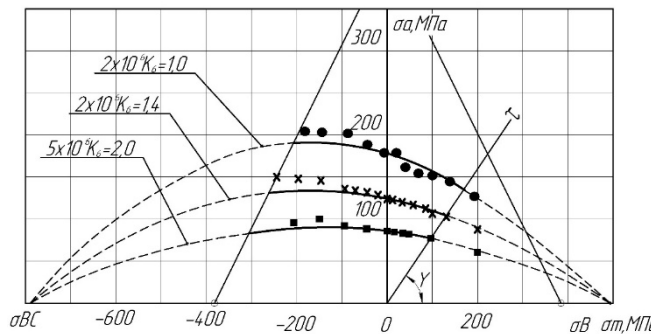


Рисунок 5. Діаграма граничних амплітуд сталі  $\sigma_{0.5} = 520$  МПа

Місця перетину променя  $r$  з відповідними кривими однакових довговічностей діаграми визначають значення  $\sigma_a$  і  $\sigma_m$  для даного коефіцієнту асиметрії циклу.

3. За даними  $\sigma_a$  і  $\sigma_m$  можна визначити допустимі напруження

$$[\sigma_a] = \frac{\sigma_a}{n}; [\sigma_m] = \frac{\sigma_m}{n}, \quad (12)$$

де  $n$  – коефіцієнт запасу.

4. Використовуючи умови міцності визначити геометрію розрахункових перетинів.

При осьових навантаженнях і змінанні

$$A = \frac{F_a}{[\sigma_a]}, \quad (13)$$

де  $F_a$  – амплітудне навантаження, Н;

$A$  – площа перетину, або площа опорної поверхні при змінанні при змінанні, мм<sup>2</sup>.

При розрахунках на згин визначити момент опору перетину відносно нейтральної осі, мм<sup>3</sup>

$$W_x = \frac{M_{3z}}{[\sigma_a]_{3z}}, \quad (14)$$

де  $M_{3z}$  – амплітудний момент циклу при навантаженнях згину, Н·мм;

Між розтягом і згином рекомендують співвідношення граничних амплітуд симетричного циклу [13].

$$[\sigma_{-1}]_{pc} \approx 0,75[\sigma_{-1}]_{3z}. \quad (15)$$

За отриманими  $A$  і  $W_x$  визначають геометрію перетинів, які піддаються деформації.

Подібні розрахунки можна здійснити і аналітично за допомогою системи рівнянь

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_a^{(N)} &= \sigma_{-1}^{(N)} \cdot \left( \frac{\lg \lg N}{\lg \lg N_B} \right)^{\frac{2\sigma_m}{\sigma_B - \sigma_{BC}}} \frac{(\sigma_m - \sigma_B) \cdot (\sigma_m - \sigma_{BC})}{\sigma_B \cdot \sigma_{BC}} \\ \sigma_a^{(N)} &= \frac{\mu_{\sigma_a}(1-R)}{\mu_{\sigma_m}(1+R)} \sigma_m \end{aligned} \right\}, \quad (16)$$

де  $\sigma_a^{(N)}$  – амплітуда циклу при даній розрахунковій довговічності  $N$ , МПа;

$\sigma_{-1}^{(N)}$  – границя витривалості симетричного циклу при розрахунковій довговічності  $N$ , МПа;

$N_B$  – база випробувань до необмеженої витривалості (для сталі  $N_B = 10^7$  циклів);

$\sigma_B$  – границя міцності при розтягу, МПа;

$\sigma_{BC}$  – границя міцності при стиску, МПа;

$\sigma_m$  – середнє напруження циклу, МПа.

Друге рівняння системи описує геометрію променя  $r$ .

5. Після визначення і корегування геометрії деталі здійснити перевірку прийнятих рішень за допомогою умов міцності. При цьому фактичні напруження можна визначити за допомогою формул: для розтягу – стиску і змінання

$$\sigma_{a\phi} = \frac{F_a}{A\phi} \leq [\sigma_a], \quad (17)$$

для згину

$$\sigma_{\phi} = \frac{M_a}{W_{x\phi}} \leq [\sigma_a]_{3z}, \quad (18)$$

де  $F_a$  – амплітудне зусилля, що діє в даному перетині, Н;

$A\phi$  – фактична площа перетину, мм<sup>2</sup>;

$M_a$  – амплітудний момент, що діє на перетин, Нм;

$W_{x\phi}$  – фактичний момент опору відносно нейтральної осі, мм<sup>3</sup>;

$[\sigma_a]$  – допустиме амплітудне напруження матеріалу, при розтягу, стиску або змінанні, МПа;

$[\sigma_a]_{3z}$  – допустиме амплітудне напруження при згині, МПа.

6. Визначити коефіцієнт запасу міцності  $n$  за формулою

$$n = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma'_{\max}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma'_{\min}} = \frac{\sigma_a}{\sigma'_a} = \frac{\sigma_m}{\sigma'_m} \geq [n], \quad (19)$$

де  $\sigma_{\max}, \sigma_{\min}, \sigma_a, \sigma_m$  – граничні значення циклічних характеристик конструкційного матеріалу, МПа;

$\sigma'_{\max}, \sigma'_{\min}, \sigma'_a, \sigma'_m$  – фактичні значення робочих характеристик циклу, МПа;

$[n]$  – допускний запас міцності.

Коефіцієнт запасу міцності  $n$  може бути визначеним відповідно будь-якого напруження, що складає робочий цикл.

При наявності діаграми граничних амплітуд можна визначити фактичний запас міцності за допомогою амплітуди циклу за формулою

$$n = \frac{\sigma_{a\lim} \cdot \beta}{\frac{K_{\sigma}}{\varepsilon_{\sigma}} \cdot \sigma_{af}} \geq [n], \quad (20)$$

де  $\sigma_{a\lim}$  – границя витривалості (амплітудна) гладких зразків ( $K_{\sigma} = 1$ ) для коефіцієнта асиметрії  $R$ , МПа;

$K_{\sigma}$  – ефективний коефіцієнт концентрації напружень;

$\varepsilon_{\sigma}$  – масштабний фактор, [9, 12];

$\beta$  – коефіцієнт, який враховує якість поверхні [9, 12];

$\sigma_{af}$  – фактичне амплітудне робоче напруження циклу, МПа;

$[n]$  – нормативний коефіцієнт запасу міцності.

Нормативний запас міцності визначають за допомогою галузевих норм або диференціальним методом [3, 9, 12].

### Висновки

Отримані результати дослідження роботи конструкційних матеріалів на циклічні навантаження з різною асиметрією циклів дозволяє досконаліше зрозуміти фізичні процеси втомі матеріалів деталей машин, а також виявити залежність ефективного коефіцієнта концентрації напружень не тільки від амплітуди, а також від величини середнього напруження циклу [14, 15].

Пропонуються методичні рекомендації по проектним розрахункам деталей машин на опір втомі з використанням діаграм граничних амплітуд конструкційних матеріалів.

Робота може бути корисною конструкторам для більш ефективного використання службових властивостей конструкційних матеріалів, а також дослідникам з метою економії відшкодувань при випробуваннях на опір втомі.

### Список літератури

1. Форрест П. Усталость металлов. / Форрест П. –

М. : Машиностроение, 1973/ – 352 с.

2. Справочник по кранам, том 1 / Под общей редакцией М.М. Гохберга. – М. : Машиностроение, 1988. – 536 с.

3. Одинг И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов / Одинг И. А. – М. : Машгиз, 1962. – 260 с.

4. Сочава А. И. Об аппроксимации диаграммы граничных амплитуд с учетом области средних напряжений сжатия / А. И. Сочава // Проблемы прочности. – 1977. – №10. – С. 18–21.

5. Михайлов П. А. Стенд для испытания металлов при осевых нагрузках в условиях асимметрии цикла / Михайлов П. А., Сочава А. И. // Реферативная информация о законченных научно-исследовательских работах в вузах УССР, вып. 13. – К. : Вища школа, 1974.

6. Про апроксимацію кривих діаграми граничних амплітуд низьколегованих сталей / Сочава А. І., Глушко В. І., Мартовицький Л. М. и др. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 1. – С. 11–14.

7. Minoru Kawamoto Fatigue Deformation Preceding Fracture under Combined Cyclic and Steady Load / Minoru Kawamoto, Tochinobu Shibota memoirs of the Faculty of Engineering Kyoto Univ., vol. XXXIV, part 1, Japan, Kyoto, 1972, P. 125–134.

8. Михайлов П. А. Циклическая ползучесть и ее роль в формировании остаточных напряжений при осевых нагрузках / Михайлов П. А., Мальшев П. Н., Сочава А. И. // Сб. циклическая прочность и повышение несущей способности изделий. Тезисы докладов. – Пермь : ППИ, 1978.

9. Серенсен С. В. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность / Серенсен С. В., Когаев В. П., Шнейдерович Р. М. – М. : Машиностроение, 1975. – 488 с.

10. Сочава А. И. Исследование сопротивления усталостному разрушению легких конструкционных сплавов в условиях асимметрии цикла : авторефер. канд. дис. / А. И. Сочава – М., 1977. – 22 с.

11. Характеристики сопротивления усталости. Расчетные методы оценки / М. Н. Степнов, С. П. Чернышов, И. Е. Ковалев, А. В. Зинин // М. : Издательский центр «Технологии машиностроения», 2010. – 255 с.

12. Павлице В. П. Основы конструирования та розрахунок деталей машин / В. П. Павлице // К. : Вища школа, 2003. – 558 с.

13. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений // Касаткин Б.С., Кудрин А. Б., Лобанов Л.М. и др. // К. : Наукова думка, 1981. – 583 с.

14. Вплив асиметрії циклу на величину ефективного коефіцієнта концентрації напружень / А. І. Сочава, Л. М. Мартовицький, В. І. Глушко и др. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 1. – С. 70–76. Режим доступу : [http://nbuv.gov.ua/UJRN/Nmt\\_2017\\_1\\_15](http://nbuv.gov.ua/UJRN/Nmt_2017_1_15).

15. Подовження ресурсу важкозавантажених прогінних кранових балок [Електронний ресурс] /



## TO THE CALCULATION OF MACHINE PARTS FOR FATIGUE RESISTANCE

- Sochava A. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Machine parts and lifting - transport mechanisms National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [kafedra\\_dm\\_ptm@zntu.edu.ua](mailto:kafedra_dm_ptm@zntu.edu.ua), ORCID: 0000-0003-2418-1312
- Martovitskii L. Candidate of Technical Sciences, Head of the Department of Machine parts and lifting - transport mechanisms, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [l.martovitskii@gmail.com](mailto:l.martovitskii@gmail.com), ORCID: 0000-0002-6839-1840
- Hlushko V. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Machine parts and lifting - transport mechanisms, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [kafedra\\_dm\\_ptm@zntu.edu.ua](mailto:kafedra_dm_ptm@zntu.edu.ua), ORCID: 0000-0002-8109-6950
- Frolov R. Senior lector of the Department of Machine parts and lifting - transport mechanisms, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [frolova@i.ua](mailto:frolova@i.ua), ORCID: 0000-0001-9967-0220
- Zadorozhnii O. Leading Design Engineer at “Southern Industrial Company” LLC, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [oleg.zadorozhnii94@gmail.com](mailto:oleg.zadorozhnii94@gmail.com)

**Purpose.** The aim of the work was to summarize the reference and experimental data and to provide recommendations for the design of machine parts for fatigue resistance under conditions of cycle asymmetry.

**Research methods.** To study the problem of resistance of structural materials to fatigue under conditions of cycle asymmetry, an installation for testing samples at any coefficients of cycle asymmetry, both at tensile and compressive average stresses, created at the National University “Zaporizhzhia Polytechnic”. On this installation, tests were carried out on flat smooth specimens with a cross section of  $5 \times 20$  mm and specimens with a cross section of  $5 \times 24$  mm, with a form-hole concentrator with a diameter of 5 mm, made of 09Г2С steel in accordance with DSTU 8541. The smooth specimens were tested at average cycle stresses of 0, 100, 200, 300, -100, -150, -200 MPa up to a service life of  $5 \times 10^6$  cycles. The reference data of steel with a tensile strength of  $\sigma_s = 520$  MPa for a service life of  $2 \times 10^6$  cycles and the effective stress concentration factor  $K_{\sigma=1}$  were processed after determining the ultimate amplitudes  $\sigma_a$  and the corresponding average cycle stresses  $\sigma_m$  at different cycle asymmetry factors.

**Results.** The obtained results of studying the work of structural materials under cyclic loads with different cycle asymmetries allow us to better understand the physical processes of fatigue materials of machine parts, as well as to reveal the dependence of the effective stress concentration factor not only on the amplitude, but also on the value of the average cycle stress. The work shows that the effect of the stress concentrator depends on the value of the average cycle stress.

**Scientific novelty.** A formula for obtaining a complete diagram of ultimate amplitudes that takes into account durability is proposed.

**Practical value.** The work can be useful for designers to more effectively use the service properties of structural materials, as well as for researchers to save reimbursements in fatigue resistance tests.

**Key words:** cycle asymmetry, diagram of ultimate amplitudes, stress concentration, durability, tensile strength, fatigue curves.

### References

1. Forrest, P. (1973). Uсталost metallov [Fatigue of metals]. Mechanical engineering, 352.
2. Hochberg, M. M. (1988). Spravochnyk po kranam, tom 1. Pod obshchei redaktsyei M.M. Hoxhberha [Handbook of cranes. Under the general editorship of M.M. Hochberg]. Mechanical engineering, 1, 536.
3. Oding, I. A. (1962). Dopuskaemye napryazheniya v mashinostroenii i tsiklicheskaya prochnost metallov [Permissible stresses in machine-building and cyclic strength of metals]. Mechanical engineering, 260.
4. Sochava, A. I. (1977). Ob approksymatsyy dyahrammy hranychnukh amplytud s uchetom oblasti sred-nykh napriazhenyi szhatyia [On approximation of the diagram of ultimate amplitudes taking into account the region of average compressive stresses]. Problem of strength, 10, 18 – 21.

5. Mikhailov, P. A., Sochava, A.I. (1974). Stend dlya ispytaniya metallov pri osevyih nagruzkah v usloviyah asimmetrii tsikla [Test bench for testing metals under axial loads in conditions of cycle asymmetry]. Abstract information on completed research works in the universities of the USSR, Kyiv, Higher School, 13, 138.
6. Sochava, A. I., Glushko, V. I., Martovitsky, L. M. et al. (2006). Pro aproksymatsiiu kryvykh diahramy hranychnykh amplitud nyzkolehovanykh staley [On approximation of the diagrams of the limiting amplitudes of low-alloy steels]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 1, 11–114.
7. Minoru, K., Tochinobu, S. (1972) Fatigue Deformation Preceding Fracture under Combined Cyclic and Steady Load. Memoirs of the Faculty of Engineering Kyoto University, 24, 1, Japan, Kyoto, 125–134.
8. Mikhailov, P. A. Malyishev, P. N., Sochava, A. I. (1978) Tsiklicheskaya polzuchest i ee rol v formirovanii ostatochnykh napryazheniy pri osevyih nagruzkah [Cyclic creep and its role in the formation of residual stresses under axial loads]. Collection of cyclic stability and increase the bearing capacity of products. Abstracts of reports, Perm.
9. Serensen, S. V., Kogaev, V. P., Shneyderovich, R. M. (1975) Nesuschaya sposobnost i raschety detaley mashin na prochnost [Bearing capacity and calculations of machine parts for strength]. Moscow, Mechanical engineering, 488.
10. Sochava, A. I. (1977) Issledovanie soprotivleniya ustalostnomu razrusheniyu legkih konstruksionnykh splyavov v usloviyah asimmetrii tsikla [Investigation of resistance to fatigue fracture of light structural alloys under conditions of cycle asymmetry]. Moscow, 22.
11. Stepnov, M. N., Chernyshov, S. P., Kovalev, I. E., Zinin, A.V. (2010) Harakteristiki soprotivleniya ustalosti. Raschetnyie metody otsenki [Characteristics of fatigue resistance. Calculation methods of evaluation]. Moscow, Publishing Center “Engineering Technologies” 255.
12. Pavlyshche, V. P. (2003) Osnovy konstruyuvannya ta rozrahunok detaley mashyn [Fundamentals of design and calculation of machine parts]. Kyiv, Higher School, 558.
13. Kasatkin, B. S., Kudrin, A. B., Lobanov, L. M. et al. (1981) Eksperimentalnyie metody issledovaniya deformatsiy i napryazheniy [Experimental methods of studying deformations and stresses]. Kyiv, Naukova dumka, 583.
14. Sochava, A. I., Martovitsky, L. M., Glushko, V. I. et al. (2017) Vplyv asymetrii tsyklu na velychynu efektyvnoho koefitsiienta kontsentratsii napruzhen [Influence of cycle asymmetry on the value of the effective stress concentration coefficient]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 1, 70–76.
15. Martovitsky, L. M., Sochava, A. I., Glushko, V. I. et al. (2016) Podovzhennia resursu vazhkozavantazhenykh prohinykh kranovykh balok [Extension of the resource of heavily loaded span crane tanks]. Lifting and transport equipment, 3, 27–35.

УДК 539.312

Засовенко А. В.

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри вищої математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна,  
e-mail: zasov77@gmail.com, ORCID: 0000-0003-1012-6742

Фасоляк А. В.

канд. фіз.-мат. наук, старший викладач кафедри кафедри вищої математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна,  
e-mail: antfas@ukr.net, ORCID: 0000-0002-5874-1368

## МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДИНАМІКИ ПРУЖНОГО ПІВПРОСТОРУ З ЦИЛІНДРИЧНОЮ ПОРОЖНИНОЮ, ЯКА ПІДКРІПЛЕНА ОБОЛОНКОЮ, ПРИ ОСЕСИМЕТРИЧНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ

**Мета роботи.** Полягає у розробці математичної моделі пружного напівсередовища з циліндричною порожниною, підкріпленою оболонкою, та плитою, якою підкріплена поверхня напівсередовища на основі скінчено-елементного підходу. Проаналізувати нестационарний динамічний напружено-деформований стан даної механічної системи при вісесиметричних поверхневих навантаженнях, яке залежить від часу як одинична функція Хевісайда. Отримати розв'язок відповідної статичної задачі та на основі отриманих результатів обчислити коефіцієнт динамічності розглянутої механічної системи.

**Методи дослідження.** Метод скінчених елементів та  $\theta$ -метод Вільсона для розв'язання відповідного матричного динамічного рівняння, який дозволяє звести диференціальне матричне рівняння до ітераційної послідовності квазістатичних задач. Для отримання наближеного розв'язку систем лінійних алгебраїчних рівнянь, які виникають в процесі розв'язку статичної та послідовності квазістатичних задач, використовувався метод спряжених градієнтів.

**Отримані результати.** Розроблена скінченно-елементна модель механічної системи пружне напівсередовище з циліндричною порожниною, підкріпленою оболонкою, та плитою, якою підкріплена поверхня напівсередовища. Проаналізовано нестационарний динамічний напружено деформований стан даної механічної системи при поверхневих вісесиметричних навантаженнях. Отримано розв'язок відповідної статичної задачі. На основі отриманих результатів встановлено коефіцієнт динамічності розглянутої механічної системи.

**Наукова новизна.** Розроблений підхід дозволяє враховувати взаємний вплив циліндричної порожнини, підкріпленої оболонкою та плити, якою підкріплена поверхня напівсередовища під дією не стаціонарного динамічного навантаження, яке прикладене на поверхні плити.

**Практична цінність.** Розроблені математичні моделі та отримані результати можуть бути використані при проектуванні підземних споруд, зокрема стволів шахт.

**Ключові слова:** пружне напівсередовище, тонка циліндрична оболонка, плита, контактна задача, вісесиметрична динамічна задача, метод скінчених елементів.

### Вступ

Нині важливою практичною задачею є моделювання динамічних процесів у системі оболонка – пружне середовище. Зокрема, до таких розрахункових схем приводять задачі моделювання динаміки трубопроводів, тунелів, стволів шахт тощо. Тому задача дослідження динамічного напружено-деформованого стану пружного напівсередовища з циліндричною порожниною, підкріпленою тонкою пружною оболонкою, при динамічних поверхневих навантаженнях є актуальною.

Роботу присвячено дослідженню динамічного напружено-деформованого стану лінійно-пружного ізотропного однорідного напівсередовища, яке містить циліндричну порожнину, що підкріплена тонкою пружною оболонкою, та на поверхні підкріплено пружною плитою під дією динамічних поверхневих вісесиметричних навантажень. Ціль роботи – вивчити взаємний

вплив оболонки та плити, що розташована вздовж поверхні напівсередовища під дією нестационарних динамічних поверхневих навантажень та отримати коефіцієнт динамічності даної механічної системи. Розглянуто випадок, коли вісь оболонки перпендикулярна до площини, що обмежує напівсередовище. Вивчено поверхневих вісесиметричних навантажень які діють на ділянці поверхні плити. Навантаження залежать від часу як одинична функція Хевісайда. До теперішнього часу динамічні задачі для оболонок в пружному просторі розглядалися лише у випадку необмеженого середовища, або для плит (пластин) на суцільному середовищі. Також при дослідженні динамічних задач для пружного напівсередовища, підкріпленого пружною плитою не враховувався вплив вертикальної порожнини, підкріпленої оболонкою. Науковою новизною роботи є врахування взаємного впливу оболонки та

плити, розташованої на поверхні пружного напівсередовища під дією поверхневих динамічних навантажень. Для дослідження динамічного напружено-деформованого стану описаної механічної системи було застосовано метод скінчених елементів. Отримані результати проілюстровано графічно та проаналізовано.

### Аналіз досліджень та публікацій

На сьогодні досить добре досліджено динамічні процеси в циліндричних оболонках у необмеженому пружному середовищі. Таким задачам у стаціонарній постановці присвячена монографія [1]. У нестационарній постановці таким задачам присвячені роботи [2–6], причому у роботах [2, 3] для опису реакції простору застосовувалася наближена модель Власова-Пастернака, а роботах [4–6] динаміка простору описувалася точними рівняннями теорії пружності. Застосовані в цих роботах методи можна застосовувати для динамічних завдань оболонок в пружному напівсередовищі за умови, що навантаження діє на внутрішню поверхню оболонки на великій відстані від поверхні напівсередовища. У роботах [7, 8] розглянута вісесиметрична задача для пружного напівсередовища з циліндричним включенням при лінійно-сконцентрованому поверхневому навантаженні.

Також добре вивчені задачі стаціонарної та нестационарної взаємодії тонких пластин (плит) з пружними середовищами. Такого типу задач присвячена монографія [9]. В цій роботі акцент робиться на пластинах, які дискретно підкріплені ребрами жорсткості, але середовище припускається суцільним, тобто без порожнин.

Дана робота присвячена дослідженню динамічного напружено-деформованого стану пружного напівсередовища з циліндричною порожниною, що підкріплена тонкою пружною оболонкою, під дією вісесиметричних поверхневих навантажень. Передбачається, що вісь оболонки перпендикулярна межі напівсередовища. Також, припускається, що на поверхні напівсередовища розташована пружна плита. Розглядається навантаження, яке діє на поверхні плити. Схожа задача розглядалася у роботах [10, 11]. У роботі [11] припускалося, що поверхня напівсередовища жорстко зчеплена з абсолютно жорстким напівпростором. А в роботі [10] розглянута подібна механічна система, але з вільною поверхнею, тобто без плити. У даній роботі розглядається випадок, коли поверхня напівсередовища підкріплена пружною плитою. Припускалося, що нестационарне динамічне навантаження прикладене до поверхні плити. У даному випадку враховувався вплив порожнини, що підкріплена тонкою пружною оболонкою, на динамічний напружено-деформований стан вищеприписаної механічної системи.

### Мета роботи

Для аналізу нестационарного напружено-деформованого стану механічної системи пружне напівсере-

довище, плитою, на поверхні, та циліндричною оболонкою, побудована скінченно-елементна модель, яка враховує взаємний вплив середовища, плити та циліндричної оболонки та дозволяє обчислити коефіцієнт динамічності.

### Матеріал і методика досліджень

Розглядається вісесиметрична динамічна задача для нескінченно довгої тонкої пружної оболонки в лінійно-пружному, однорідному та ізотропному напівсередовищі, причому вісь оболонки перпендикулярна до площини, яка обмежує напівсередовище. Поверхня напівсередовища підкріплена тонкою пружною плитою. Нехай вищеприписана механічна система віднесена до нерухомої циліндричної системи координат  $\{r, \theta, x\}$ , але для даної вісесиметричної задачі всі величини не залежать від змінної  $\theta$ . Нехай внутрішній радіус оболонки дорівнює  $b$ , а зовнішній –  $a$ . Площина, яка обмежує напівсередовище, задається рівнянням  $x = 0$ , а яка обмежує плиту –  $x = -h$  (рис. 1). Для значень часу  $t < 0$  механічна система перебуває в стані спокою та вільна від напружень. Потім в момент часу  $t = 0$  в області  $r \leq d$ ,  $x = -h$  (на поверхні плити) прикладається імпульсивне, нормальне до поверхні плити навантаження інтенсивністю  $F_0$ , яке залежить від часу як однічна функція Хевісайда. Вважаємо, що контакт між оболонкою і напівсередовищем та плитою і напівсередовищем жорсткий, а зв'язок – двосторонній. Для порівняння результатів розглянуто відповідна статична задача.

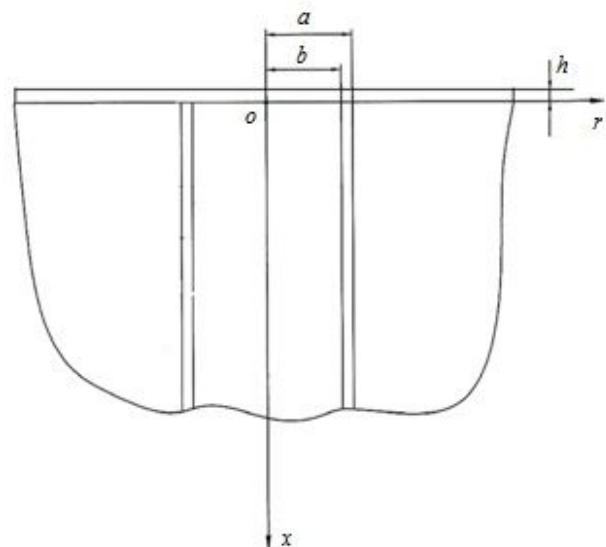


Рисунок 1. Геометрична модель задачі

Початкові умови вважаємо нульовими, тобто всішукані величинитаїх першіпохідні за змінною часу при  $t = 0$  рівні нулю.

Задачу розв'яжемо в безрозмірних величинах:

$$\begin{aligned} \{U_r^{(k)}, U_x^{(k)}\} &= \frac{1}{a} \{u_r^{(k)}, u_x^{(k)}\}; \lambda = \frac{a-b}{a}; \\ \{\sigma_{rr}^{(k)}, \sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{rx}^{(k)}, \sigma_{\theta\theta}^{(k)}\} &= \frac{1}{G_2} \{\sigma_{rr}^{(k)}, \sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{rx}^{(k)}, \sigma_{\theta\theta}^{(k)}\}; \\ F &= \frac{f}{G_2}; \{r_*, x_*\} = \frac{1}{a} \{r, x\}; \tau = \frac{c_s}{a} t; \kappa = \frac{h}{a}; \gamma = \frac{G_1}{G_2}; \\ \gamma_1 &= \frac{G_3}{G_2}; \rho^* = \frac{\rho_1}{\rho_2}; \rho_1^* = \frac{\rho_3}{\rho_2}; c_s = \frac{\sqrt{G_2}}{\sqrt{\rho_2}}; d^* = \frac{d}{a}; \end{aligned} \quad (1)$$

де  $u_r^{(k)}, u_x^{(k)}$  – радіальні та осьові переміщення точок оболонки ( $k=1$ ), напівсередовища ( $k=2$ ) та плити ( $k=3$ );  $\sigma_{rr}^{(k)}, \sigma_{xx}^{(k)}, \sigma_{rx}^{(k)}, \sigma_{\theta\theta}^{(k)}$  – радіальні, осьові, дотичні та кутові напруження;  $G_k, \rho_k$  – модулі зсуву та густина;  $F$  – динамічне поверхнєве нормальне навантаження.

Задачу розв’яжемо методом скінчених елементів (МСЕ). Для цього перейдемо до варіаційної постановки задачі.

Нехай  $\delta U^{(k)} = (\delta U_{r_*}^{(k)}, \delta U_{x_*}^{(k)})$  – додаткові можливі переміщення точок тіла  $\Omega$ . Тоді  $\delta \varepsilon^{(k)} = (\delta \varepsilon_{r_* r_*}^{(k)}, \delta \varepsilon_{x_* x_*}^{(k)}, \delta \varepsilon_{\theta\theta}^{(k)}, \delta \varepsilon_{r_* x_*}^{(k)})$  – можливі безрозмірні деформації, які відповідають переміщенням  $\delta U^{(k)} = (\delta U_{r_*}^{(k)}, \delta U_{x_*}^{(k)})$  та задаються виразами:

$$\begin{aligned} \delta \varepsilon_{r_* r_*}^{(k)} &= \frac{\partial (\delta U_{r_*}^{(k)})}{\partial r_*}, \delta \varepsilon_{x_* x_*}^{(k)} = \frac{\partial (\delta U_{x_*}^{(k)})}{\partial x_*}, \\ \delta \varepsilon_{\theta\theta}^{(k)} &= \frac{\delta U_{r_*}^{(k)}}{r_*}, \delta \varepsilon_{r_* x_*}^{(k)} = \frac{\partial (\delta U_{r_*}^{(k)})}{\partial x_*} + \frac{\partial (\delta U_{x_*}^{(k)})}{\partial r_*}. \end{aligned}$$

Нехай тіло знаходиться в стані рівноваги під дією поверхневих сил  $F$  та внутрішніх сил  $R$ , причому поверхнєві сили діють на поверхні  $\partial\Omega$ , яка обмежує тіло  $\Omega$ . Розглянемо варіаційне рівняння Лагранжа [12]:

$$\delta \bar{V}^{(k)} = 0, \quad (2)$$

де  $\bar{V}^{(k)} = \bar{U}^{(k)} + \Pi^{(k)}$  – повна безрозмірна потенційна енергія оболонки, напівсередовища та плити. Перетворимо вираз (2) наступним чином:

$$\delta \bar{V}^{(k)} = \delta (\bar{U}^{(k)} + \Pi^{(k)}) = \delta \bar{U}^{(k)} + \delta \Pi^{(k)},$$

де

$$\begin{aligned} \delta \bar{U}^{(k)} &= \iint_{\Omega} (\bar{\sigma}_{r_* r_*} \delta \varepsilon_{r_* r_*} + \bar{\sigma}_{x_* x_*} \delta \varepsilon_{x_* x_*} + \\ &+ \bar{\sigma}_{\theta\theta} \delta \varepsilon_{\theta\theta} + \bar{\sigma}_{r_* x_*} \delta \varepsilon_{r_* x_*}) d\Omega, \end{aligned} \quad (3)$$

$$\delta \Pi^{(k)} = - \iint_{\omega} (\delta U^{(k)})^T F d\omega - \iint_{\Omega} (\delta U^{(k)})^T R d\Omega. \quad (4)$$

Вираз (3) є варіацією безрозмірної енергії деформації, а (4) – варіація безрозмірної роботи зовнішніх сил. Тоді, згідно з варіаційним принципом Лагранжа [12], потрібно знайти такі значення переміщень  $\delta U^{(k)}$ , для яких повна енергія системи мінімальна, тобто такі переміщення, які задовольняють варіаційному рівнянню Лагранжа (2).

Для розв’язання задачі МСЕ проведемо спочатку дискретизацію тіла. Для цього розіб’ємо тіло на рис. 1 на трикутники, причому для оболонки, плити та напівсередовища використовуємо різні елементи. Далі для розв’язання вісесиметричної задачі теорії пружності будемо використовувати елементи, отримані обертанням вищезгаданих трикутників навколо осі  $Ox$  [13]. Потім будемо матриці функцій форми для трикутників за схемою, описаною в [14]. Після знаходження матриці  $[\alpha]$  функцій форми елемента, матриця жорсткості елемента знаходиться за формулою [13]:

$$[K^e] = \int_V [\beta]^T [D] [\beta] dV = 2\pi \int_S r_* [\beta]^T [D] [\beta] dS, \quad (5)$$

де  $V$  – тіло, утворене обертанням трикутника  $S$  навколо осі  $Ox$ ; матриці  $[\beta]$  и  $[D]$  мають наступний вигляд вигляд [13]:

$$[\beta] = \begin{bmatrix} \frac{\partial [\alpha]}{\partial r_*} \\ \frac{\partial [\alpha]}{\partial x_*} \\ [\alpha] \\ r_* \\ \frac{\partial [\alpha]}{\partial x_*} + \frac{\partial [\alpha]}{\partial r_*} \end{bmatrix}, \quad (6)$$

$$[D] = g_k \begin{bmatrix} \frac{2(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} & \frac{2\nu_k}{1-2\nu_k} & \frac{2\nu_k}{1-2\nu_k} & 0 \\ \frac{2\nu_k}{1-2\nu_k} & \frac{2(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} & \frac{2\nu_k}{1-2\nu_k} & 0 \\ \frac{2\nu_k}{1-2\nu_k} & \frac{2\nu_k}{1-2\nu_k} & \frac{2(1-\nu_k)}{1-2\nu_k} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}, \quad (7)$$

де  $g_k = \begin{cases} \gamma, & k=1; \\ 1, & k=2; \\ \gamma_1, & k=3; \end{cases}$  тобто,  $g_k = \gamma$ , якщо відповідний елемент належить оболонці,  $g_k = 1$ , якщо елемент належить напівсередовищу та  $g_k = \gamma_1$ , – елемент належить плиті. Блок матриці мас елемента обчислюється

за формулою [13]:

$$[M^e] = \int_V \rho^* [\alpha]^T [\alpha] dV = 2\pi \rho^* \int_S r_* [\alpha]^T [\alpha] dS, (8)$$

де  $\rho^* = 4$ , якщо відповідний елемент належить оболонці, або плиті та  $\rho^* = 1$  якщо елемент належить напівсередовищу.

Обчислення подвійних інтегралів у формулах (5) та (8) проводилося чисельно за допомогою квадратур Гауса на чотирьох вузлах для трикутника [15]. Обчислення еквівалентних вузлових сил проводиться за схемою, показаною в [14]. Для вирішення диференціального матричного рівняння застосовувався  $\theta$ -метод Вільсона [14]. Цей метод дозволяє звести диференціальне матричне рівняння до ітераційної послідовності квазістатичних задач. Для вирішення систем лінійних алгебраїчних рівнянь (СЛАР), які виникають при застосуванні МСЕ до статичних завдань, а також у квазістатичних задачах застосовувався метод спряжених градієнтів [6].

#### Результати дослідження та їх обговорення

Розглянемо динамічне навантаження  $F(r_*, \tau) = H(d^* - r_*)H(\tau)$ , яка діє по нормалі до поверхні плити на ділянці  $r_* \in [0, d^*]$ ,  $x_* = -\kappa$ . Навантаження залежить від часу як одинична функція Хевісайда. Аналогічні статичні навантаження прикладаються на тих самих ділянках поверхні.

Розрахунки були проведені для таких значень безрозмірних величин:

$$\kappa = 0,1; \lambda = 0,02; \gamma = \gamma_1 = 30; \rho^* = \rho_1^* = 4; d^* = 0,5.$$

Величини  $r_*, x_*, \tau$  змінювались.

На основі результатів, отриманих у роботі [10] та результатів чисельних експериментів встановлено, що без суттєвої втрати точності можна обмежити нескінченну розрахункову область (рис. 1) наступним чином:

$$x_* \leq 15; r_* \leq 10.$$

На рис. 2 проілюстровані осьові переміщення плити у точці  $x_* = 0, r_* = 0$  за змінною безрозмірного часу (крива 1) у порівнянні зі статичним розв'язком (крива 2). На основі отриманих даних можна визначити коефіцієнт динамічності, який дорівнює 1,53.

На (рис. 3 наведені графіки осьових та радіальних переміщень поверхні контакту плити та середовища в різні моменти часу у порівнянні із відповідними статичними переміщеннями вздовж радіальної змінної. На цьому та наступному рисунку: крива 1 – статичний розв'язок, крива 2 – переміщення при  $\tau = 2$ , 3 –  $\tau = 4$ , 4 –  $\tau = 6$ .

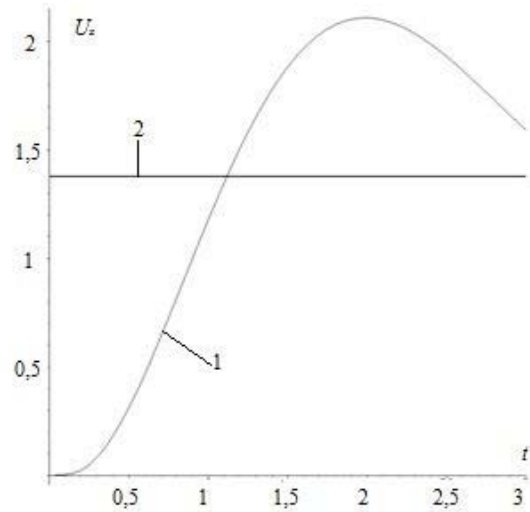


Рисунок 2. Осьові переміщення за змінною часу.

На рис. 4 проілюстровано криві осьових переміщень границі контакту оболонки та середовища за осьовою змінною.

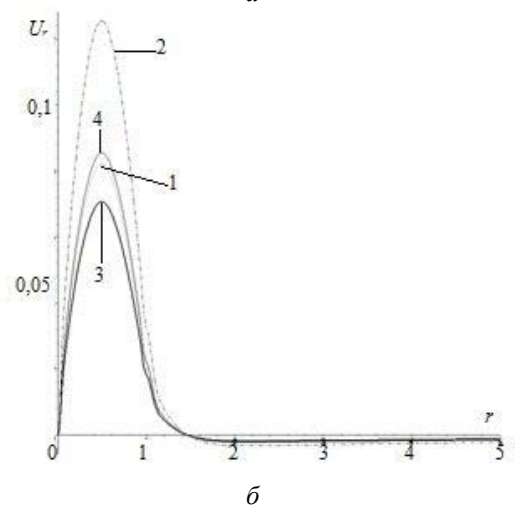
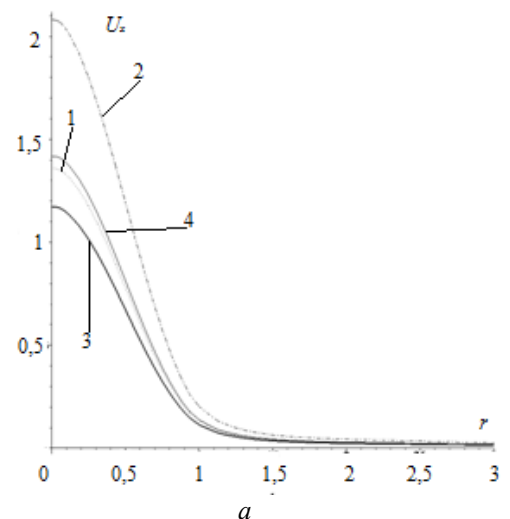
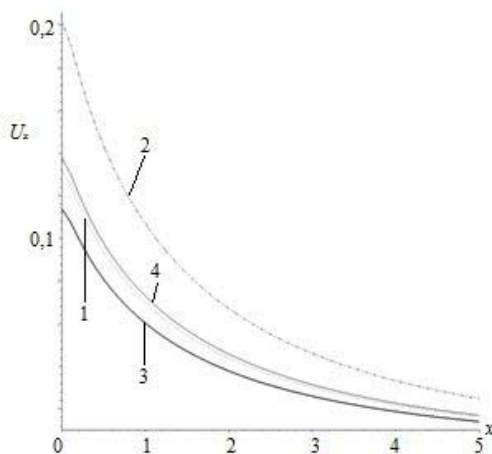


Рисунок 3. Переміщення поверхні контакту плити та середовища: а – осьові; б – радіальні



**Рисунок 4.** Осеві переміщення поверхні контакту оболонки та середовища

Радіальні переміщення границі контакту оболонки та середовища вздовж осової змінної мало відрізняються від нуля (у порівнянні з відповідними осовими переміщеннями), тому без суттєвої втрати точності можемо знехтувати ними.

З результатів можна зауважити збіжність динамічних розв'язків до відповідних статичних за змінною безрозмірного часу.

#### Висновки

Отримано розв'язок нестационарної динамічної та відповідної їй статичної задач для пружного напівсередовища з циліндричною порожниною, підкріпленою оболонкою, та поверхнею, підкріпленою плитою при дії нестационарних динамічних вісесиметричних поверхневих навантажень. Проаналізовано динамічний напружено-деформований стан за допомогою МСЕ. Отримані переміщення та напруження проілюстровані графічно. Встановлено коефіцієнт динамічності для вищеприписаної механічної системи. Отримані результати можуть бути застосовані для розрахунку підземних споруд, зокрема стволів шахт.

#### Список літератури

1. Горшков А. Г. Пластины и оболочки на инерционном основании при действии подвижных нагрузок. [Текст] / А. Г. Горшков, В. И. Пожуев – М. : Изд-во МАИ, 1992. – 136 с.
2. Пожуев В. И. Нестационарная реакция цилиндрической оболочки в упругой среде на действие неосимметрической подвижной нагрузки [Текст] / В. И. Пожуев, Мохаммед Жибитай // Изв. ВУЗов. Строительство и архитектура. – 1991. – № 6. – С. 330–37.
3. Пожуев В. И. Нестационарные колебания трубопровода конечной длины, односторонне взаимодействующего с инерционной средой [Текст] / В. И. Пожуев, Мохаммед Жибитай // Изв. ВУЗов. Строительство. – 1992. – № 4. – С. 84–50.
4. Пожуев, А. В. Нестационарна невісесиметрична деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією рухомих поверхневих навантажень

[Текст] / А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 108–114.

5. Пожуев, А. В. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією навантажень, що розширюються [Текст] / А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2016. – № 1. – С. 200–213.

6. Пожуев А. В. Математичні моделі та методи розрахунку нестационарної динаміки циліндричних оболонок у тривимірному пружному середовищі [Текст] / В. І. Пожуев, А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк – Запоріжжя: СТАТУС, 2019. – 152 с.

7. Johnson E. R. Propagation of axisymmetric waves in an elastic half-space containing a cylindrical inclusion. Part I: formulation and general integral solution [Text] / E. R. Johnson, R. Parnes // J. Mechanic and applied Mathematics. – 1977. – Vol. 30. № 3. – P. 235–253. DOI: <https://doi.org/10.1093/qjmam/30.3.235>

8. Johnson E. R. Propagation of axisymmetric waves in an elastic half-space containing a cylindrical inclusion. Part II: analysis of singularities, behavior of wave fronts and numerical results [Text] / E. R. Johnson, R. Parnes // J. Mechanic and applied Mathematics. – 1977. – Vol. 30. № 3. P. 255–268. DOI: <https://doi.org/10.1093/qjmam/30.3.255>

9. Пожуев А.В. Нестационарні процеси в пластинах і оболонках, які взаємодіють з тривимірним пружним середовищем [Текст] / В. І. Пожуев, А. В. Пожуев – Запоріжжя: Кругозор, 2015. – 226 с.

10. Фасоляк А. В. Динамика упругого полупространства с цилиндрической полостью, подкрепленной оболочкой, при осесимметричных нагрузках [Текст] / А. В. Фасоляк, В. И. Пожуев // Техническая механика. – 2017. – № 1. – С. 91–99 DOI: <https://doi.org/10.15407/itm2017.01.091>

11. Пожуев В. И. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному просторі під дією нормальних поверхневих навантажень [Текст] / В. І. Пожуев, А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2016. – № 2. – С. 170–183.

12. Образцов И. Ф. Метод конечных элементов в задачах строительной механики летательных аппаратов [Текст] / И. Ф. Образцов, Л. М. Савельев, Ч. С. Хазанов – М. : Высшая школа, 1985. – 393 с.

13. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов [Текст] / Л. Сегерлинд. – М. : Мир, 1979. – 393 с.

14. Пожуев В. І. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному півпросторі з вільною поверхнею [Текст] / В. І. Пожуев, А. В. Пожуев, А. В. Фасоляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 1. – С. 119–126.

15. Bathe, K. J. Finite element procedures [Text] / K. J. Bathe – New Jersey: Prentice-Hall, 1996. – 1052 p.

Одержано 24.05.2023

## MATHEMATICAL MODELING OF THE DYNAMICS OF AN ELASTIC HALF-MEDIUM WITH A CYLINDRICAL CAVITY REINFORCED BY A SHELL UNDER AXISYMMETRIC LOADS

Zasovenko A. Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Higher Mathematics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: zasov77@gmail.com, ORCID: 0000-0003-1012-6742

Fasoliak A. Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Lecturer of the Department of Higher Mathematics, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: antfas@ukr.net, ORCID: 0000-0002-5874-1368

**Purpose.** The development of a mathematical model of an elastic semi-medium with a cylindrical cavity reinforced by a shell and a plate that reinforces the surface of the semi-medium based on the finite-element approach. The non-stationary dynamic stress-strain state of this mechanical system under axisymmetric surface loads, which depends on time as a unit Heaviside function was analyzed. The solution of the corresponding static problem was obtained. Based on the obtained results, the dynamic coefficient of the considered mechanical system was calculated.

**Research methods.** The finite element method and the Wilson  $\theta$  - method were used for solving static and the corresponding dynamic matrix equation correspondingly. The last one allows reducing the differential matrix equation to an iterative sequence of quasi-static problems. To obtain an approximate solution of systems of linear algebraic equations that take place in the process of solving static and a sequence of quasi-statistical problems, the conjugate gradients method was used.

**Results.** A finite-element model of the mechanical system of an elastic semi-medium with a cylindrical cavity reinforced by a shell and a plate reinforces the surface of the semi-medium was developed. The non-stationary dynamic stress-deformed state of this mechanical system under action of the surface axisymmetric loads was analyzed. The solution of the corresponding static problem was obtained. Based on the results has been obtained, the dynamic coefficient of the considered mechanical system was determined.

**Scientific novelty.** The developed approach allows to take into account the mutual influence of a cylindrical cavity reinforced by a shell and a plate that reinforces the surface of the semi-medium under the action of the non-stationary dynamic loads applied to the surface of the plate.

**Practical value.** The developed mathematical models and obtained results can be used in the design of underground structures, in particular mine shafts.

**Key words:** elastic half-medium, thin cylindrical shell, plate, contact problem, axisymmetric dynamic problem, finite element method.

### References

1. Gorshkov, A. G., Pozhuev, V. I. (1992). Plastiny i obolochki na inercionnom osnovanii pri dejstvii podvizhnyh nagruzok. [Plates and shells on an inertial base under the action of moving loads]. MAI, 136.
2. Pozhuev, V. I., Jibidai. M. (1991). Nestacionarnaya reakciya cilindricheskoj obolochki v uprugoj srede na dejstvie neosisimmetricheskoj podvizhnoj nagruzki [Non-stationary response of a cylindrical shell in an elastic medium to the action of a non-axisymmetric moving load]. Building and architecture, 6, 330–37.
3. Pozhuev, V. I., Jibidai. M. (1992). Nestacionarnye kolebaniya truboprovoda konechnoj dliny, odносторонне vzaimodejstvuyushogo s inercionnoj sredoj [Non-stationary oscillations of a pipeline of finite length, one-sidedly interacting with an inertial medium] Building, 4, 84–50.
4. Pozhuev, A. V., Fasoliak, A. V. (2015). Nestatsionarna nevisesymetrychna deformatsiia tsylindrychnoi obolonky u pruzhnomu prostori pid diieiu rukhomykh poverkhnevyyh navantazhen [Non-stationary non-axisymmetric deformation of a cylindrical shell in elastic space under the action of moving surface loads]. New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering, 2, 108 – 114.
5. Pozhuev, A. V., Fasoliak, A. V. (2016). Nestatsionarna deformatsiia tsylindrychnoi obolonky u pruzhnomu prostori pid diieiu navantazhen, shcho rozshyriuiutsia [Non-stationary deformation of a cylindrical shell in an elastic space under the action of expanding loads]. Visnik of Zaporizhzhia national university. Physical and mathematical sciences, 1, 200–213.
6. Pozhuev, A. V., Pozhuev, V. I., Fasoliak, A. V. (2019). Matematychni modeli ta metody rozrakhunku nestatsionarnoi dynamiky tsylindrychnykh obolonok u tryvmirnomu pruzhnomu seredovyshchi [Mathematical models and methods for calculating the non-stationary dynamics of cylindrical shells in a three-dimensional elastic medium]. STATUS, 152.
7. Johnson, E. R., Parnes, R., (1977). Propagation of axisymmetric waves in an elastic half-space containing a



cylindrical inclusion. Part I: formulation and general integral solution. *J. Mechanic and applied Mathematics*, 30 (3), 235–253. DOI: <https://doi.org/10.1093/qjmam/30.3.235>

8. Johnson, E. R., Parnes, R. (1977). Propagation of axisymmetric waves in an elastic half-space containing a cylindrical inclusion. Part II: analysis of singularities, behavior of wave fronts and numerical results. *J. Mechanic and applied Mathematics*, 30 (3), 255–268. DOI: <https://doi.org/10.1093/qjmam/30.3.255>

9. Pozhuev, A. V., Pozhuev, V. I. (2015). Nestatsionarni protsesy v plastynakh i obolonkakh, yaki vzaemodiut z tryvymirnym pruzhnym seredovyschem [Non-stationary processes in plates and shells interacting with a three-dimensional elastic medium]. *Krugozor*, 226.

10. Pozhuev, V. I., Fasoliak, A. V. (2017). Dinamika uprugogo poluprostranstva s cilindricheskoy polostyu, podkreplenoj obolochkoj, pri osesimmetrichnyh nagruzkah [Dynamics of an elastic half-space with a cylindrical cavity reinforced by a shell under axisymmetric loads]. *Technical mechanics*, 1, 91–99.

DOI: <https://doi.org/10.15407/itm2017.01.091>

11. Pozhuev, A. V., Pozhuev, V. I., Fasoliak, A. V.,

(2016). Nestatsionarna deformatsiia tsylindrychnoi obolonky u pruzhnomu prostori pid diieiu normalnykh pov-erkhnevyykh navantazhen [Non-stationary deformation of a cylindrical shell in an elastic space under the action of normal surface loads]. *Visnik of Zaporizhzhia national university. Physical and mathematical sciences*, 2, 170 – 183.

12. Obraztsov, I. F. (1985). Metod konechnykh elementov v zadachah stroitelnoj mehaniki letatelnykh apparatov [Finite elements method in aircrafts structural mechanics problems]. *Vyssshaya shkola*, 393.

13. Segerlind, L. (1979). Primenenie metoda konechnykh elementov [Application of the finite element method], *Mir*, 393.

14. Pozhuev, A. V., Pozhuev, V. I., Fasoliak, A. V. (2016). Nestatsionarna deformatsiia tsylindrychnoi obolonky u pruzhnomu pivprostori z vilnoiu poverkhneiu [Non-stationary deformation of a cylindrical shell in an elastic half-space with a free surface]. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 1, 119–126.

15. Bathe, K. J. (1996). *Finite element procedures*, Prentice-Hall, 1052.

*Наукове видання*

**Нові матеріали і технології  
в металургії та машинобудуванні № 2/2023**

Науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

---

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання:

Н. О. Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію  
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 08.06.2023. Формат 60×84/8  
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 8,6  
Тираж 300 прим. Зам. № 357

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи  
ДК № 6952 від 22.10.2019