

Національний університет «Запорізька політехніка»

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ЧОТИРИ РАЗИ НА РІК

№ 1'2025

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2025

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

УДК 669+621.002+621.002.3

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

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

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

Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

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

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

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

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

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

Промтранспорт. Рациональне використання металів;

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

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

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

Члени редколегії:

канд. техн. наук Віктор Грешта (НУ «Запорізька політехніка»), Україна

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

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

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

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

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

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

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

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

Dr hab. inż., prof. PCz Anna Kawalek (Politechnika Częstochowska, Częstochowa), Польща

Dr hab. inż., prof. PCz Marcin Knopiński (Politechnika Częstochowska, Częstochowa), Польща

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Україна

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

Україна

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

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

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

Рекомендовано до видання Вченою радою Національного університету «Запорізька політехніка», протокол № 8 від 25 березня 2025 року.

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

Комп'ютерний дизайн та верстання: Наталія Савчук

Адреса редакції: 69063, Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, тел. (061) 769-82-96, редакційно-видавничий відділ

e-mail: rvv@zp.edu.ua

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2025

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

UDC 669+621.002+621.002.3

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

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

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

Published articles are assigned a unique DOI digital object identifier.

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

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

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

EDITORIAL TEAM

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

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

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

Members of the editorial board:

Cand. Sc. Victor Greshta (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Member NAS of Kazakhstan G. Sh. Yar-Mukhamedova (Al-Farabi Kazakh National University), Kazakhstan

Dr. tech. Sci. Yuriy Vnukov (independent studies), USA

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

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

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

Ph.D., eng., DSc Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and Machine Design), Poland

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

Dr hab. inż., prof. PCz Anna Kawalek (Politechnika Częstochowska, Częstochowa), Poland

Dr hab. inż., prof. PCz Marcin Knopiński (Politechnika Częstochowska, Częstochowa), Poland

Dr. Sc. Nataliia Kalinina (DNU), Ukraine

Dr. Sc. Sergiy Gomenyuk (ZNU), Ukraine

Dr. Sc. Sergiy Grebenyuk (ZNU), Ukraine

Dr. Sc. Vladislav Mazur (NTUU "KPI"), Ukraine

Corresponding Member NAS of Ukraine V. N. Fedirko (FMI named after G. V. Karpenko NAS of Ukraine)

Dr. Sc. Zoya Duryagina (NU "Lviv Polytechnic"), Ukraine

Dr. Sc. Diana Hlushkova (KhNADU), Ukraine

Dr. Sc. Volodymyr Danilchenko (Institute of Metal Physics named after G. V. Kurdyumov of the National Academy of Sciences of Ukraine)

Dr. Sc. Michael Turchanin (DSMA), Ukraine

Dr. Sc. Vadim Shalomeev (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Dr. Sc. Michael Brykov (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Dr. Sc. Valeriy Mishchenko (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Dr. Sc. Oleksiy Kachan (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Dr. Sc. Stepan Loskutov (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Dr. Sc. Georgiy Slynko (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

Dr. Sc. Volodymyr Pozhnev (NU Zaporizhzhia Polytechnic), Ukraine

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

Recommended for publication by the Academic Council of the National University Zaporizhzhia Polytechnic, Protocol N 8 March 25, 2025.

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

Computer design and layout: Nataliia Savchuk

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

© National University Zaporizhzhia Polytechnic, 2025

ЗМІСТ

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Дмитро Гьомкін, Валерій Наумик

АНАЛІЗ ЕФЕКТУ МОДИФІКУВАННЯ ІТРІЄМ, ГАФНІЄМ ТА НІОБІЄМ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ
ЗІ ЗНИЖЕНИМ ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЮ 6

Сергій Беліков, Віталій Кононов, Олександр Глотка, Михайло Сидоренко, Сергій Пучек
ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ
СПЛАВІВ 13

**Вадим Ольшанецький, Геннадій Сніжної, Володимир Сажнів, Ольга Василенко,
Денис Онищенко**
КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ВИСОКОМАНГАНОВИХ СТАЛЕЙ ЗА ПАРАМАГНЕТНИМ СТАНОМ
АУСТЕНІТУ 24

КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

**Сергій Беліков, Віталій Кононов, Олександр Глотка, Валерій Вініченко,
Юрій Михайлов, Олексій Михайлов, Ігор Макаров, Андрій Булка**
ВПЛИВ РОБОЧОГО СЕРЕДОВИЩА НА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНУ КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ
ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННОЇ УСТАНОВКИ..... 30

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Павло Тришин, Олена Козлова, Наталя Гончар, Іван Гембель
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОКРИТТЯ РІЗАЛЬНОЇ ЧАСТИНИ РІЗЦЯ НА ВІБРАЦІЇ ПРИ
ТОЧІННІ 37

Володимир Плєскач, Іван Акімов
НАДІЙНІСТЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПРИ ГАЗОАБРАЗИВНОМУ ЗНОШУВАННІ..... 44

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Тетяна Левицька, Ірина Пожуєва, Олексій Манжос
ПОБУДОВА ГЛОБАЛЬНОЇ МОДЕЛІ ВІДСІКУ НОСОВОЇ СТІЙКИ ШАСІ ЛІТАКА, ТА
ПОРІВНЯННЯ ЇЇ З ЛОКАЛЬНОЮ МОДЕЛЛЮ 50

**Георгій Слинько, Володимир Корогодський, Олександр Кушнір, Роман Сухонос, Віра
Слинько**
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КУТА МІЖ КРИВОШИПАМИ НА ЗАПАС МІЦНОСТІ
НЕПОВНООПОРНОГО КОЛІНЧАСТОГО ВАЛУ 2-ЦИЛІНДРОВОГО ОПОЗИТНОГО
ДВИГУНА..... 57

Андрій Пожуєв, Володимир Пожуєв, Олена Міхайлуца
ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ ОРТОГОНАЛЬНОЇ ДИФЕРЕНЦІАЛЬНОЇ ПРОГОНКИ ПРИ
АНАЛІЗІ СТАЦІОНАРНИХ ДИНАМІЧНИХ ЗАДАЧ В НЕОДНОРІДНИХ СТРУКТУРАХ..... 67

CONTENTS

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

Valeriy Naumyk, Dmytro Tomkin ANALYSIS OF THE MODIFICATION EFFECT WITH YTTRIMIUM, HAFNIUM AND NIOBIUM ON ЖСЗДК-ВІ ALLOY WITH REDUCED CARBON CONTENT.....	6
Sergiy Byelikov, Vitaliy Kononov, Olexandr Hlotka, Michael Sydorenko, Sergiy Pychek COMPARATIVE ANALYSIS OF THE COMPLEX OF PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOY	13
Vadym Ol'shanetskii, Gennadii Snizhnoi, Volodymyr Sazhnev, Olga Vasylenko, Denys Onyshchenko QUALITY CONTROL OF HIGH-MANGANESE STEELS BY THE PARAMAGNETIC STATE OF AUSTENITE	24

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

Sergiy Byelikov, Vitaliy Kononov, Olexandr Hlotka, Valeriy Vinichenko, Yuriy Mykhaylov, Oleksiy Mykhaylov, Igor Makarov, Andriy Bulka INFLUENCE OF THE WORKING ENVIRONMENT ON THE HIGH-TEMPERATURE CORROSION OF GAS TURBINE UNIT PARTS	30
---	----

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

Pavlo Tryshyn, Olena Kozlova, Natalia Honchar, Ivan Hembel RESEARCH ON THE INFLUENCE OF THE COATING OF THE CUTTING PART OF THE CUTTER ON VIBRATION DURING TURNING	37
Volodymyr Pleskach, Ivan Akimov RELIABILITY OF MACHINE PARTS UNDER GAS-ABRASIVE WEAR.....	44

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

Tetyana Levytska, Iryna Pozhuieva, Oleksiy Manzhos CONSTRUCTION OF THE GLOBAL MODEL OF THE NOSE STAND COMPARTMENT OF THE AIRCRAFT LANDING GEAR AND ITS COMPARISON WITH THE LOCAL MODEL.....	50
Georgiy Slyn'ko, Volodymyr Korohodskyi, Olexandr Kushnir, Roman Sukhonos, Vira Slinko RESEARCH ON THE INFLUENCE OF THE ANGLE BETWEEN THE CRANKPINS ON THE MARGIN OF SAFETY OF THE PARTIALLY SUPPORTED CRANKSHAFT OF A FLAT-TWIN ENGINE	57
Andriy Pozhuyev, Volodymyr Pozhuev, Olena Mikhailutsa APPLICATION OF THE ORTHOGONAL DIFFERENTIAL SCAN METHOD IN THE ANALYSIS OF STATIONARY DYNAMIC PROBLEMS IN HETEROGENEOUS STRUCTURES.....	67

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

УДК 620.17:620.1:669.245

Дмитро Тьомкін заступник головного металурга Запорізького машинобудівного заводу ім. Омельченка В. І., м. Запоріжжя, Україна, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4042-4452

Валерій Наумик доктор технічних наук, професор, професор кафедри машин і технології ливарного виробництва, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vnaumyk@gmail.com; naumik@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-0657-4510

АНАЛІЗ ЕФЕКТУ МОДИФІКУВАННЯ ІТРІЄМ, ГАФНІЄМ ТА НІОБІЄМ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ ЗІ ЗНИЖЕНИМ ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЮ

Мета роботи. Теоретичне прогнозування утворення карбідів та можливостей компенсації відсутності карбідного зміцнення у сплаві ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю за рахунок додаткового модифікування ітрієм, гафнієм та ніобієм.

Методи дослідження. Аналізом відповідних стехіометричних рівнянь реакцій визначено мінімальні умови отримання карбідів ітрію та гафнію.

З використанням відомих розрахунково-аналітичних методик визначено прогнозовану 100- і 1000-годинну тривалу міцність сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування без модифікування та умовного комплексно-модифікованого ітрієм, гафнієм та ніобієм варіанту.

Наукова новизна. Попередніми дослідженнями встановлено, що у структурі зразків зі зниженим вмістом вуглецю (0,015...0,020 % С) карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі. При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок в основному рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Розрахунками встановлено, що для проведення реакції карбідоутворення ітрію 0,015 % і гафнію 0,25 % достатньо 0,02014 % вуглецю.

Як було раніше встановлено, при введенні 0,15...0,25 % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ, всі карбіди виділені у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен та міждендритних просторах. Таким чином, оскільки відомо, що карбіди ітрію виділяються з розплаву і є підкладкою для зростання карбідів типів МС у вигляді глобулярних частинок, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості ітрію і гафнію, може бути достатнім для утворення округлих карбідів у металі ЖСЗДК-ВІ із вмістом вуглецю 0,06...0,11 % (відповідно ОСТ 1.90.126-85).

Таким чином можна зробити висновки, що при малому вмісті вуглецю:

- ітрії не бере участі в карбідних реакціях, а витрачається на локальне легування поверхні розділу фаз, що уповільнює дифузійні процеси, підвищує структурну стабільність і жароміцність сплаву, зменшує розміри зерен, і подрібнює дендритну структуру;

- гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів, і зміцнює γ' -фазу.

Для компенсації браку карбідного зміцнення сплаву із вмістом вуглецю 0,015...0,020 %, розрахунково-аналітичними методиками вивчено можливості зміцнення γ' - фази за рахунок легування сплаву гафнієм та ніобієм.

Практична цінність. Встановлено розрахункове збільшення тривалої міцності умовного комплексно-модифікованого гафнієм, ніобієм та ітрієм сплаву до ~12 % щодо серійного сплаву ЖСЗДК-ВІ за ОСТ 1.90.126-85.

Виходячи з отриманих даних, можна зробити висновок, що присадка гафнію в кількості 0,25 % і ніобію – 0,50 % компенсує відсутність карбідного зміцнення сплаву ЖСЗДК-ВІ при знижених вмістах вуглецю.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, хімічний склад, вмісту вуглецю, модифікування, структура, механічні властивості, жароміцність, розрахунково-аналітичні методиками.

Вступ

Розробка сучасних силових агрегатів для авіаційного і енергетичного машинобудування вимагає постійного удосконалення матеріалів відповідно до постійно зростаючих вимог як по рівню фізико-механічних і експлуатаційних властивостей, так і до економічності кінцевої продукції. Традиційно широко використовуваним є клас жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) з інтерметалідним зміцненням [1–5].

Беззаперечно велику роль в жароміцних нікелевих сплавах відіграє вуглець [1, 3, 4]. Карбідні фази характеризуються більш високою термічною стабільністю ніж основна зміцнююча γ' -фаза, вони виділяються як по межах зерен, так і в середині основної γ -матриці, і забезпечують карбідне зміцнення ЖНС в умовах високотемпературної повзучості.

Первинні карбіди утворюються з розплаву при температурах, близьких до солідусу і розташовуються переважно між осями дендритів, чим зумовлена їх така звана форма «китайських ієрогліфів» [1, 3, 4, 6]. Така форма є несприятливою в першу чергу для пластичності ливарних ЖНС, тому основною задачею технологічної операції модифікування поверхнево активними елементами є забезпечення формування в структурі рівномірно розподілених карбідів глобулярної форми [1, 4, 6].

Основним методом виготовлення відповідальних деталей турбін є лиття за витоплюваними моделями в умовах рівноосної або спрямованої кристалізації [7–10].

Широко розповсюдженим матеріалом для виготовлення методом рівноосної кристалізації литих лопаток турбін, що працюють при температурах до 900 °С, є сплав ЖСЗДК-ВІ [4, 8]. При цьому можливості вдосконалення його ще далеко не вичерпані і потребують проведення додаткових досліджень. В даній роботі розглянуто можливість компенсації відсутності карбідного зміцнення в сплавах зі зниженим вмістом вуглецю за рахунок додаткового модифікування.

Раніше проведеними дослідженнями [11] було вивчено вплив зниженого вмісту вуглецю (0,015...0,020 % С) та, відповідно карбідної фази на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ з додатковим легуванням та модифікуванням ніобієм, лігатурами гафній-нікель та нікель-ітрії.

Встановлено, що у структурі дослідних зразків зі зниженим вмістом вуглецю карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі. Мікроструктура зразків зі зниженим вмістом по вуглецю крупно кристалічна, що, ймовірно, обумовлено відсутністю конкурентного фазового росту при кристалізації розплаву.

При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок, в основному, рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Дослідні варіанти з низьким вмістом вуглецю мають значення ударної в'язкості на рівні 90...150 Дж/см², але вкрай низьку тривалу міцність, вірогідно через відсутність карбідного зміцнення в сплаві [11]. Високі показники ударної в'язкості пов'язані з рівномірним

розподілом у структурі дрібнодисперсної карбонітридної фази.

Комплексно модифіковані ітрієм, гафнієм та ніобієм зразки, з вмістом вуглецю 0,06 %, показали достатню ударну в'язкість і тривалу міцність, що значно перевищувало вимоги ОСТ 1.90.126-85 [11]. В цих зразках практично повна відсутність великих карбідів в об'ємі зерен основного γ -твердого розчину і наявність дрібних карбідів типу $Me_2_3C_6$, що виділилися в процесі термічної обробки по межах зерен, перешкоджали зернограничному прослизання в умовах високих температур і прикладеного навантаження. Рівень ударної в'язкості, в даному випадку, забезпечується виділенням і рівномірним розподілом дискретних і глобулярних карбідів і карбонітридів (розміром приблизно 2...3 мкм) при обробці розплаву ітрієм і гафнієм. Зниження ударної в'язкості, порівняно з варіантами з низьким вмістом вуглецю, ймовірно, пов'язане з виділенням подвійних карбідів шрифтової морфології [11].

Основний матеріал досліджень

Практичні результати попередньо проведених досліджень дозволяють виконати теоретичне прогнозування утворення карбідів та можливостей компенсації відсутності карбідного зміцнення у сплаві ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю за рахунок додаткового модифікування.

Найбільш активними елементами стосовно утворення карбідів в ЖНС є ітрії і гафнії. Для аналізу мінімальних умов отримання карбідів ітрію та гафнію розглянемо відповідні стехіометричні рівняння реакцій (1, 2).



Необхідні умови:

1. Зміст ітрію має бути в межах 0,01...0,015 %, оскільки при збільшенні його вмісту ітрії буде витрачатися на утворення евтектичних інтерметалідних фаз типу $Ni-Y_2Ni_{17}$ з частковим окисленням. В означеному випадку весь ітрії буде зв'язуватися в інтерметаліди, і не впливатиме на формування інших фазових складових сплаву, а при вмісті ітрію менше 0,01 % утворення карбідів сприятливої сферичної форми буде незначним [1, 4, 6].

2. При введенні 0,25...0,35 % гафнію відбувається виділення нехарактерних для сплаву ЖСЗДК-ВІ евтектичних фаз, що мають температуру плавлення нижче за 1190 °С [12, 13].

Проведемо розрахунок маси вуглецю для реакції з 0,015 % ітрію на масу сплаву ЖСЗДК-ВІ 100 кг. Для отримання означеного вмісту необхідно ввести в сплав 15 г ітрію.

У реакції рівняння (1) 1 моль ітрію реагує з 2 молями вуглецю. Таким чином маса вуглецю, необхідна для реакції з 15 г ітрію може бути розрахована за рівнянням (3).

$$m_C = m_Y \cdot \frac{2 \cdot M_C}{M_Y}, \quad (3)$$

де m_C – маса вуглецю, г;
 m_Y – маса ітрію, г;
 M_C – молярна маса вуглецю, $M_C = 12$ г/моль;
 M_Y – молярна маса ітрію, $M_Y = 89$ г/моль.
 Підставивши значення в рівняння (3) отримаємо:

$$m_C = 15 \cdot \frac{2 \cdot 12}{89} = 4,04.$$

Таким чином для реакції 0,015 % ітрію необхідно 0,00404 % вуглецю.

Розрахуємо масу вуглецю для реакції з 0,25 % гафнію. Для отримання означеного вмісту необхідно ввести в сплав 250 г гафнію.

У реакції рівняння (2) 1 моль гафнію реагує з 1 молем вуглецю. Таким чином маса вуглецю, необхідна для реакції з 250 г гафнію може бути розрахована за рівнянням (4).

$$m_C = m_{Hf} \cdot \frac{M_C}{M_{Hf}}, \quad (4)$$

де m_C – маса вуглецю, г;
 m_{Hf} – маса гафнію, г
 M_C – молярна маса вуглецю, $M_C = 12$ г/моль
 M_{Hf} – молярна маса гафнію, $M_{Hf} = 178,49$ г/моль
 Підставивши значення в рівняння (4) отримаємо:

$$m_C = 250 \cdot \frac{12}{178,49} = 16,08.$$

Таким чином для реакції 0,25 % гафнію необхідно 0,0161 % вуглецю.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування та умовного варіанту комплексно модифікованого сплаву

Варіант	Вміст елементів, % по масі						
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Норми ОСТ 1.90.126-85	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
Умовний комплексно модифікований	0,018	11,00	9,02	4,50	4,60	2,84	4,31

Примітки. 1. Відповідно ОСТ 1.90.126-85 в сплаві також допускається вміст (по масі) $Fe \leq 2,0$ %; $Si \leq 0,4$ %; $Mn \leq 0,4$ %; $S \leq 0,015$ %.

2. Умовний комплексно модифікований додатково містить 0,0120 % Y 0,23 % Hf та 0,51 % Nb.

Обчислення проведемо відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахункової методики (КРАМ) [15–18], згідно якої для визначення розрахункової 100- і 1000-годинної тривалої міцності сплаву спочатку потрібно розрахувати об'єм γ' - фази в ньому. Результати порівняємо з даними розрахункових показників

Тобто при спільному легуванні сплаву ітрієм та гафнієм для отримання карбідів ітрію та гафнію сумарно достатньо ввести 0,02014 % вуглецю.

Однак, як зазначається в [12], при введенні 0,15...0,25 % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ, всі карбіди виділені у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен та міждендритних просторах.

Відомо [1, 4, 6], що карбіди ітрію виділяються з розплаву і є підкладкою для зростання карбіду типів MC у вигляді глобулярних частинок.

Отже, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості гафнію і ітрію, може бути достатнім для утворення округлих карбідів у металі ЖСЗДК-ВІ із вмістом вуглецю 0,06...0,11 % (відповідно ОСТ 1.90.126-85).

Таким чином можна зробити висновки, що при малому вмісті вуглецю:

- ітрію, не бере участі в карбідних реакціях, а буде витрачатися на локальне легування поверхні розділу фаз, що призведе до уповільнення дифузійних процесів, підвищення структурної стабільності і жароміцності сплаву, а також зменшення розмірів зерен, і подрібнення дендритної структури [1, 4, 6, 14];

- гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів, і зміцнює γ' - фазу [4].

Для компенсації браку карбідного зміцнення сплаву із вмістом вуглецю 0,015...0,020 %, (виражене зниженням тривалої міцності, встановленого раніше проведеними дослідженнями), розглянемо можливість зміцнення γ' - фази за рахунок легування сплаву гафнієм та ніобієм.

Проаналізуємо хімічний склад варіантів сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування без модифікування та умовного комплексно модифікованого ітрієм, гафнієм та ніобієм (табл. 1).

сплаву ЖСЗДК-ВІ, наведених у роботі [15].

Кількість зміцнюючої γ' - фази $V_{\gamma'}$, % по масі, при різних температурах залежно від суми вмісту по масі γ' - утворюючих елементів $\Sigma C_{\gamma'} = Al + Ti + Nb + Ta + Hf$, може бути визначена за наступними математичними регресійними моделями [15–18].

$$V_{\gamma}^{20} = -0,1028 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 5,0757 (\Sigma C_{i\gamma}) + 16,209;$$

$$V_{\gamma}^{800} = -0,4437 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 12,769 (\Sigma C_{i\gamma}) - 26,493;$$

$$V_{\gamma}^{900} = -0,3556 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 10,892 (\Sigma C_{i\gamma}) - 21,033;$$

$$V_{\gamma}^{1000} = -0,2879 (\Sigma C_{i\gamma})^2 + 10,259 (\Sigma C_{i\gamma}) - 30,409.$$

Результати розрахунку параметрів жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ з різними рівнями легування та умовного сплаву ЖСЗДК-ВІ модифікованого ітрієм, гафнієм та ніобієм наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma t}$ залежно від сумарного вмісту γ' - утворюючих елементів $\Sigma C_{i\gamma}$ у жароміцному нікелевому сплаві ЖСЗДК-ВІ при нормальній та стандартних підвищених температурах [12]

Варіант	Сумарна кількість γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_{i\gamma}$, % по масі	Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma t}$, % по масі, при температурах			
		V_{γ}^{20}	V_{γ}^{800}	V_{γ}^{900}	V_{γ}^{1000}
Нижня межа	6,5	44,86	37,76	34,74	24,11
Середній рівень	7,25	47,60	42,76	39,24	28,84
Верхня межа	8,0	50,24	47,26	43,34	33,24
Умовний комплексно модифікований	8,18	50,85	48,27	44,27	33,24

Границя 100- та 1000-годинної тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа, розраховується виходячи з кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma t}$, % за масою, для стандартних підвищених температур за наступними регресивними моделями, [15–17].

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

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot V_{\gamma}^{800} + 127,09;$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot V_{\gamma}^{900} - 99,463;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot V_{\gamma}^{1000} - 56,666.$$

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

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot V_{\gamma}^{800} + 1,4101;$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot V_{\gamma}^{900} - 231,47;$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot V_{\gamma}^{1000} - 141,95.$$

Результати розрахунків групи досліджуваних сплавів наведено у табл. 3.

Таблиця 3 – Межа 100- і 1000- годинної тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ при стандартних, підвищених температурах [18]

Варіант	Межа 100- та 1000-годинної тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа, при стандартних підвищених температурах					
	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
Нижня межа	441,47	229,15	80,97	294,19	101,54	-12,40
Середній рівень	483,10	271,72	107,97	332,96	144,68	13,01
Верхня межа	520,56	310,50	133,09	367,85	183,98	36,66
Умовний комплексно модифікований	528,96	319,30	138,83	375,67	192,89	42,06
Збільшення тривалої міцності	~1,5 %	~2,7 %	~4,1 %	~2,1 %	~4,6 %	~12 %

З аналізу таблиць 2 і 3 видно, що в умовному комплексно модифікованому сплаві ЖСЗДК-ВІ легуваному ніобієм і гафнієм, кількість основної зміцнюючої γ' - фази $V_{\gamma t}$, % за масою, при температурах, збільшено щодо верхньої межі легування на ~2%.

Слід зазначити, що сумарна кількість γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_{i\gamma}$ знаходиться в межах граничних умов $Ti+Al=7,8...8,2$ %, при перевищенні яких, по межах зерен можуть утворюватися локальні потовщення, виділення евтектичної γ - γ' -фази [19].

Збільшення тривалої міцності умовного комплексно модифікованого сплаву відбувається пропорційно зі збільшенням температур 800, 900, 1000 °С та часу випробувань (100 та 1000 годинні випробування).

Максимальне збільшення тривалої міцності спостерігається під час проведення 1000 годинних випробувань при 1000 °С.

Ґрунтуючись на проведених розрахунках [16–18], можна зробити висновок, що присадка гафнію і ніобію в кількості $Hf=0,25$ %, $Nb=0,50$ % компенсує відсутність карбідного зміцнення сплаву ЖСЗДК-ВІ зі знизеним вмістом вуглецю.

Висновки

Попередніми дослідженнями встановлено, що у структурі зразків зі зниженим вмістом вуглецю (0,015...0,020 %C) карбіди практично відсутні, а межі зерен дуже тонкі. При введенні ніобію, ітрію та гафнію відбувається утворення карбідів у формі глобулярних частинок, в основному, рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Проаналізовано мінімальні умови отримання карбідів ітрію та гафнію. Розрахунками встановлено, що для проведення реакції карбідоутворення ітрію 0,015 % і гафнію 0,25 % достатньо 0,02014 % вуглецю.

Як було раніше встановлено, при введенні 0,15...0,25 % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ, всі карбіди виділені у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен та міждендритних просторах. Таким чином, оскільки відомо, що карбіди ітрію виділяються з розплаву і є підкладкою для зростання карбіду типів МС у вигляді глобулярних частинок, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості гафнію і ітрію, може бути достатньою для утворення округлих карбідів у металі ЖСЗДК-ВІ із вмістом вуглецю 0,06...0,11 % (відповідно ОСТ 1.90.126-85).

Таким чином можна зробити висновки, що при малому вмісті вуглецю:

- ітрію, не бере участі в карбідних реакціях, а витрачається на локальне легування поверхні розділу фаз, що уповільнює дифузійні процеси, підвищує структурну стабільність і жароміцність сплаву, зменшує розміри зерен, і подрібнює дендритну структуру;

- гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів, і зміцнює γ' -фазу.

Для компенсації браку карбідного зміцнення сплаву із вмістом вуглецю 0,015...0,020 %, розрахунково-аналітичними методиками вивчено можливості зміцнення γ' - фази за рахунок легування сплаву гафнієм та ніобієм.

Встановлено розрахункове збільшення тривалої міцності умовного комплексно модифікованого гафнієм, ніобієм та ітрієм сплаву до ~12 % щодо серійного сплаву ЖСЗДК-ВІ за ОСТ 1.90.126-85.

Виходячи з отриманих даних, можна зробити висновок, що присадка гафнію в кількості 0,25 % і ніобію – 0,50 % компенсує відсутність карбідного зміцнення сплаву ЖСЗДК-ВІ при знижених вмістах вуглецю.

Список літератури

1. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газових турбінних двигунів [Текст] / Г. П. Мьяльница, А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський та ін. – К. : Наукова думка, 2023. – 180с. <https://doi.org/10.15407/978-966-000-1810-5>.

2. Erickson G. L. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas

Turbine Application [Text] / G. L. Erickson // Superalloys. – 1996. – P. 45–52.

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

4. Sims Ch. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power [Text] / Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. – New York: John Wiley & Sons, 1987. – 640 p.

5. Satyanarayana D. V. V. Nickel-based superalloys [Text] // Aerospace Materials and Material Technologies / Satyanarayana D. V. V. and Prasad N. E.. – Vol. 1: Aerospace Materials. – Singapore: Springer Nature, Pte Ltd., 2017. – P. 199–228. DOI:10.1007/978-981-10-2134-3_9.

6. Теорія ливарних сплавів: навчальний посібник [Текст] / Бялик Г. А., Наумик В. В., Луньов В. В., Пархоменко А. В. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2013. – 156 с.

7. Хричиков В. С. Ливарне виробництво чорних та кольорових металів : навчальний посібник [Текст] / Хричиков В. С., Меньяло О. В. – Дніпропетровськ : Нац. металургійна акад. України, 2013. – 88 с.

8. Наумик В. В. Получение качественных отливок из медных и никелевых сплавов в условиях управляемой кристаллизации: монография. [Текст] / В. В. Наумик – Запорожье : ЗНТУ, 2014. – 246 с.

9. Ливарні властивості металів і сплавів для прецизійного лиття: підручник для вищих учбових закладів [Текст] / В. О. Богуслаев, С. І. Репях, В. Г. Могилаченко та ін. – Запоріжжя : АТ «Мотор Січ», 2016. – 474 с.

10. Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings [Text] / É. I. Tsvirkko, P. D. Zhemanyuk, V. V. Klochikhin, et al. // Metal Science and Heat Treatment. – 2001. – № 43 (9–10). – P. 382–386.

11. Вплив зниженого вмісту вуглецю на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ [Текст] / Тьомкін Д. О., Педаш О. О., Наумик О. О., Наумик В. В. // Процеси лиття. – 2025. – № 1 (159). – С. 3–10.

12. Влияние микролегирования иттрием и гафнием на прочностные характеристики и морфологию карбидной фазы сплава ЖСЗДК-ВІ при замедленной кристаллизации [Текст] / Тихомирова Т. В., Гордиенко Е. И., Бехтер Р. В., Подобный А. В. // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2021. – № 4. – С. 125–131.

13. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Том 2. [Текст] : Справочник / Под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1997. – 1024 с.

14. Вплив збалансованості хімічного складу кондиційного вороття і модифікування на властивості сплаву ЖС6У-ВІ [Текст] / Д. О. Тьомкін, С. М. Данілов, О. О. Педаш та ін. // Процеси лиття. – 2024. – № 1 (155). – С. 39–46.

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

16. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами [Текст] / Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. – № 5 (302). – С. 62–69.

17. Гайдук С. В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отли-

вок [Текст] / Гайдук С. В., Гнатенко О. В., Наумик В. В. // Вісник ДДМА. – 2011. – № 4 (25). – С. 40–43.

18. Наумик О. О. Аналітичний розрахунок якісних показників ливарного жароміцного нікелевого сплава ЖСЗДК-ВІ. [Текст] / Наумик О. О., Тьомкін Д. О., Наумик В. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2023. – № 2. – С. 51–58.

19. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ [Текст] / Д. О. Тьомкін, В. В. Клочихін, С. М. Данілов та ін. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудування. – 2022. – № 2. – С. 50–56.

Одержано 03.03.2025

ANALYSIS OF THE MODIFICATION EFFECT WITH YTTRIMIUM, HAFNIUM AND NIOBIUM ON ЖСЗДК-ВІ ALLOY WITH REDUCED CARBON CONTENT

Dmytro Tomkin

Deputy of head metallurgist in Zaporizhzhia Omelchenko machine-building plant, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tajdv678@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4042-4452

Valeriy Naumyk

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 machinery and technology, doctor of technical sciences, professor, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: vnaumyk@gmail.com; naumik@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-0657-4510

Purpose. Theoretical prediction of carbide formation and possibilities of compensating for the lack of carbide strengthening in the ЖСЗДК-ВІ alloy with a reduced carbon content through additional modification with yttrium, hafnium, and niobium.

Research methods. By analyzing the corresponding stoichiometric reaction equations, the minimum conditions for obtaining yttrium and hafnium carbides were determined.

Using known computational and analytical techniques, the predicted 100- and 1000- hour long-term strength of the ЖСЗДК-ВІ alloy at different alloying levels without modification and a conditional complexly modified with yttrium, hafnium and niobium variant were determined.

Scientific novelty. Previous studies have established that in the structure of samples with a reduced carbon content (0.015...0.020 % C) carbides are practically absent, and the grain boundaries are very thin. When niobium, yttrium and hafnium are introduced, carbides are formed in the form of globular particles, mainly evenly distributed in the volume of the metal.

Calculations have established that 0.02014 % carbon is sufficient for the carbide formation reaction of 0.015% yttrium and 0.25 % hafnium.

As was previously established, when 0.15...0.25 % hafnium is introduced into the ЖСЗДК-ВІ alloy, all carbides are isolated in the form of globular particles, and are located along the grain boundaries and interdendritic spaces. Thus, since it is known that yttrium carbides are released from the melt and are a substrate for the growth of carbides of the MC type in the form of globular particles, we can conclude that the amount of yttrium and hafnium obtained by calculations may be sufficient for the formation of rounded carbides in the metal ЖСЗДК-ВІ with a carbon content of 0.06...0.11% (according to OST 1.90.126-85).

Thus, it can be concluded that with a low carbon content:

- yttrium does not participate in carbide reactions, but is spent on local alloying of the phase interface, which slows down diffusion processes, increases the structural stability and heat resistance of the alloy, reduces grain size, and refines the dendritic structure;

- hafnium prevents the destruction of grain boundaries by suppressing the release of secondary carbides, and strengthens the γ' - phase.

To compensate for the lack of carbide strengthening of the alloy with a carbon content of 0.015...0.020 %, the possibilities of strengthening the γ' - phase by alloying the alloy with hafnium and niobium were studied using computational and analytical methods.

Practical value. *The calculated increase in the long-term strength of a conventional alloy complexly modified with hafnium, niobium and yttrium up to ~12 % relative to the serial alloy ЖСЗДК-ВІ according to OST 1.90.126-85 has been established.*

Based on the data obtained, it can be concluded that the addition of hafnium in an amount of 0.25% and niobium – 0.50 % compensates for the lack of carbide strengthening of the ЖСЗДК-ВІ alloy at reduced carbon contents.

Key words: *heat-resistant nickel alloy, chemical composition, carbon content, modification, structure, mechanical properties, heat resistance, calculation and analytical methods.*

References

1. Myalnitsa H. P., Verkhovlyuk A. M., Narivskiy A. V. et al. (2023). Materials and technologies for blades of domestic industrial gas turbine engines. Kyiv: Naukova dumka, 180 p. <https://doi.org/10.15407/978-966-000-1810-5>.
2. Erickson G.L. (1996). The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. *Superalloys*, 45–52.
3. Michels H.T., Friend W.Z. (1980). Nickel-Base Superalloys. Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. New York, 435–449.
4. Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. (1987). *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. New York: John Wiley & Sons. 640 p.
5. Satyanarayana D, Prasad N (2017). Nickel-based superalloys. *Aerospace Materials and Material Technologies*. Vol. 1: Aerospace Materials. Singapore. Springer Nature. Pte Ltd., 199-228. DOI:10.1007/978-981-10-2134-3_9.
6. Bialik G. A., Naumyk V. V., Lunyov V. V. and Parkhomenko A. V. (2013). Theory of foundry alloys: textbook. Zaporizhzhia, ZNTU, 156.
7. Khrychikov V. E., Menyaylo O. V. (2013). Foundry production of ferrous and non-ferrous metals: teaching book. Dnipropetrovsk, National Metallurgical Acad. of Ukraine, 88.
8. Naumyk V. V. (2014). Production of high-quality castings from copper and nickel alloys under conditions of controlled crystallization: monograph. Zaporizhzhia, ZNTU, 246.
9. Boguslaev V.O., Repiah S. I., Mohylatenko V. G. et al. (2016). Foundry properties of metals and alloys for precision casting: a textbook for higher educational institutions. Zaporizhzhia, JSC “Motor Sich”, 474.
10. É. I. Tsivirko, P. D. Zhemanyuk, V. V. Klochikhin, et al. (2001). Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings *Metal Science and Heat Treatment*, 43 (9–10), 382–386.
11. Tomkin D. O., Pedash O. O., Naumyk O. O., Naumyk V. V. (2025). The influence of reduced carbon content on the properties of the ZhS3DK-VI alloy. *Casting Processes*, 1 (159). – P. 3–10.
12. Tikhomirova, T. V., Gordienko E. I., Bekhter R. V., Podobny A. V. (2021). Effect of Yttrium and Hafnium Microalloying on the Strength Characteristics and Morphology of the Carbide Phase of ZhS3DK-VI Alloy during Delayed Crystallization. *Aviation and Space Engineering and Technology*, 4, 125–131.
13. *Phase Diagrams of Binary Metallic Systems*. Volume 2. (1997). Ed. by N. P. Lyakishev. M.: Mechanical Engineering, 1024 p.
14. Tyomkin D.O., Klochikhin V.V., Danilov S.M. et al. (2024). Influence of conditional return chemical composition and modification balance on the properties of ZHS6U-VI alloy. *Processy littyi*, 1 (155), 39–46.
15. Gaiduk S. V. (2015). Integrated calculation and analytical methodology for designing cast heat-resistant nickel alloys. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 92–103.
16. Gaiduk S. V., Tikhomirova T. V. (2016). Integrated calculation and analytical methodology for designing cast heat-resistant nickel alloys with required service properties. *Metallurgical and mining industry*, 5 (302), 62–69.
17. Gaiduk S. V., Gnatenko O. V., Naumyk V. V. (2011). Predicting the structural and phase stability of a sparingly alloyed heat-resistant alloy for critical castings. *Bulletin of DDMA*, 4 (25), 40–43.
18. Naumyk O.O., Tiomkin D.O., Naumyk V.V. (2023). Analytical calculation of quality indicators ZHS3DK-VI foundry heat-resistant nickel alloy. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 51–58.
19. Tyomkin D.O., Klochikhin V.V., Danilov S.M. et al. (2022). Influence of modification by yttrium into the structure and properties of castings obtained from ZhS6U-VI alloy return. *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*, 2, 50–56.

UDC 669.245.018.044:620.193.53

- Sergiy Byelikov Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Transport Technologies, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: belikov@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Vitaliy Kononov Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of parts of Machines and Lifting and Transport Mechanisms, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: kononov1705@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Olexandr Hlotka Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: glotka-alexander@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Michael Sydorenko Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of parts of Machines and Lifting and Transport Mechanisms, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: sidorenko.mik@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-9097-9739
- Sergiy Pychek Post-graduate student of the Department of Transport Technologies, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: puchek777@gmail.com*, ORCID: 0009-0007-8077-6106

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE COMPLEX OF PROPERTIES OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS

Purpose. To conduct comparative studies of the complex of physico-mechanical properties of the imported alloy N-155 and the domestic alloy 3MI-11 in order to increase the service life of the rotating blades. To conduct comparative tests on the short-term and long-term strength of the alloys in the initial state (after heat treatment), to conduct comparative tests on the short-term and long-term strength of the alloys after prolonged thermal action at $T = 850$ °C, 950 °C for 1000, 3000, 5000 hours and to conduct research by metallographic method and micro-X-ray spectral analysis of the microstructure and phase composition of the alloys.

Research methods. Alloy samples were made from ingots weighing 10 kg in a vacuum induction furnace VIIIФ-3M in an argon environment at a pressure of 1.4–5.3 Pa in crucibles with the main lining with simultaneous pouring of samples of equiaxed crystallization. Chemical analysis was carried out by standard methods in accordance with the requirements of TU 14-1689-73 and OST 1.90127-85. Microstructure studies were carried out on microsections, the plane of which was oriented normal to the surface on a light optical microscope “Olympus IX-70” with a digital video camera “ExwaveHAD color video camera Digital Sony” at magnifications $\times 200$, $\times 500$, $\times 1000$. Strength tests (GOST 1497-61, GOST 9651-61, GOST 1497-84) were carried out on standard cylindrical samples (diameter of the working part 5 mm, length 25 mm) at temperatures 200, 800, 900 and 1000 °C on a YME-10TM brand tensile machine. Long-term strength tests (GOST 10145-81) were carried out on standard cylindrical samples at temperatures 800, 900, 10000 °C and corresponding loads 600, 400, 180 MPa on an AIMA-5-2 machine.

Obtained results. It was found that during tests at 800 and 900 °C, the tensile strength of the N-155 alloy is 1.2 times lower than that of 3MI-11, and the long-term strength is 5.2 times lower, respectively. It was shown that the amount of the strengthening phase in the 3MI-11 alloy is 6...10 % more, evenly distributed throughout the alloy body. It was established that in the composition of the strengthening phase of the 3MI-11 alloy, the concentration of chromium, tungsten, and molybdenum remains practically unchanged and does not depend on the presence of niobium. At the same time, in the composition of the strengthening phase of the 3MI-11 alloy, the concentration of cobalt increases by 1.4 times, and the concentration of aluminum and titanium decreases by 1.1 times compared to the N-155 alloy. It was established that in the process of dissolving non-equilibrium eutectic precipitates, microvolumes arise, locally supersaturated with tungsten, chromium, and titanium, in which the probability of the formation of carbides on a more complex basis increases. It was found that during prolonged thermal action carbides based on tantalum TaC and on a mixed basis (Ta, Ti) C in the 3MI-11 alloy are thermally more stable than carbides in the N-155 alloy.

Scientific novelty. The obtained results allow us to understand the thermodynamics of phase formation processes in two alloying systems and to establish the relationships between alloying elements concentration and the phase composition of the alloy.

Practical value. The obtained results allow us to recommend the domestic 3MI-11 as a substitute for the foreign alloy N-155 without loss of properties and service life.

Key words: nickel-based superalloys, phase composition, distribution of alloying elements, heat resistance, carbides.

Introduction

Today, there is a need to obtain products with a high level of physical, mechanical and operational properties of modern heat-resistant nickel alloys. This can be achieved by quite complex alloying systems [1–5]. There are quite effective ways to improve a number of properties of existing alloys, such as modification and other technological methods that allow improving the structure and quality of the material of the final product [4–6]. However, it is possible to influence the properties by changing the chemical composition of structural components without significantly changing the composition of the alloy. For example, it has been shown that changing the chemical composition of carbides leads to a change in their shape, size and melting temperature [7–10]. As a result, the operational characteristics of experimental compositions improve.

Purpose of the work

To conduct comparative studies of the complex of physico-mechanical properties of the imported alloy N-155 and the domestic alloy 3MI-11 in order to increase the service life of rotating blades.

Material and research methods

The solution to the tasks is possible only with a comprehensive approach to studying the structure and properties of the alloy 3MI-11 in comparison with the alloy N-155 before and after prolonged thermal action at operating temperatures on strength characteristics, structural and phase stability. Comparison of research results makes it possible to predict the long-term strength and structural stability of the alloy 3MI-11 in order to increase the service life of rotating TNT blades, which is relevant for parts of stationary gas turbines.

Samples of alloys N-155 and 3MI-11 were manufactured by obtaining ingots weighing 10 kg in a vacuum induction furnace УППФ-3М in an argon environment at a pressure of 1.4–5.3 Pa in crucibles with the main lining with simultaneous pouring of samples of equiaxed crystallization. Metal casting was done in ceramic molds, preheated to 9000 °C at a metal temperature of 15400 °C. Then the cast blanks were heat treated in vacuum or neutral atmosphere according to the specified regime, after which standard cylindrical samples were manufactured for mechanical tests.

Further, comparative studies of mechanical properties, microstructure and phase composition of alloys were carried out. The nominal chemical composition of the alloys is given in Table 1.

Chemical analysis of alloys N-155 and 3MI-11 was carried out by standard methods in accordance with the requirements of TU 14-1689-73 and OST 1.90127-85. Spectral chemical analysis was carried out on an optical emission device ARL-4460 (quantometer for simultaneous multi-channel analysis of elements). Wavelength range from 170 nm to 800 nm.

The microstructure of the samples was studied on unetched and etched microsections, the plane of which was oriented normal to the surface on a light optical microscope “Olympus IX–70” with a digital video camera “ExwaveHAD color video camera Digital Sony” at magnifications of $\times 200$, $\times 500$, $\times 1000$. The microstructure was detected by etching the surfaces of the sections with Marble's reagent – CuSO_4 – 4 g, HCl – 20 ml, water – 20 ml according to the following regimen: etching for 10–15 seconds, rinsing with water, drying with hot air.

To detect the γ' -phase, the reagent CuSO_4 – 20 g, H_2SO_4 – 5 ml, the rest H_2O , current density – 500 A/m^2 .

To detect carbides, boride, nitride, the reagent NaF – 30 g, HCl – 100 ml, citric acid – 100 g, H_2O – 1000 ml, current density – 200 A/m^2 was used.

To identify the σ – phase and carbides of the M_6C type, which have a similar needle morphology, they are etched using the reagent: red blood salt – 10 g, NaOH – 10 g, H_2O – 100 ml, current density 500 A/m^2 . In this case, the σ – phase was colored brown, and the double carbides were colored black. The study of the fine structure (morphology and phase composition) of alloys N-155 and 3MI-11 after casting, heat treatment and long-term aging at $T = 8500$ and 950 °C for 1000, 3000, 5000 hours was studied by electron microscopy on a JEOL JSM – 6360la scanning microscope at magnifications of $\times 5000$, $\times 10000$.

The sizes, shape and number of γ' -q` phase particles were determined by electron microscopy on replicas. The size of the γ' -p hase was estimated on cross sections at magnification of $\times 10000$. Measurements were made on one side of the cube. Quantitative metallography was used to calculate the volumetric content of the γ' - phase, γ - γ' eutectic, and carbide phase in the tested alloys.

Short-term strength tests (GOST 1497-61, GOST 9651-61, GOST 1497-84) were performed on standard cylindrical samples (diameter of the working part 5 mm, length 25 mm) at temperatures of 200, 800, 900 and 10000 °C on a UME-10TM brand tensile machine. Long-term strength tests (GOST 10145-81) were performed on standard cylindrical samples at temperatures of 800, 900, 10000 °C and corresponding loads of 600, 400, 180 MPa on an AIMA-5-2 machine by uniaxial stretching of samples under constant load. The relative elongation of the samples was recorded using mechanical strain gauges. At each load level, 3–5 samples were tested.

To assess the degree of reduction in the strength characteristics of the studied alloys as a result of prolonged thermal action at temperatures of 8500 and 950 °C with different aging bases of 1000, 3000, 5000 hours, additional tests of samples were carried out in accordance with the above-mentioned standards.

To identify the phases in the alloys, the method of local microprobe analysis was used. The accelerating voltage was 10 keV, the diameter of the electron probe was 4 nm (40AO). The study of the chemical composition of the phases was carried out on the X- ray spectral analysis attachment to the JEOL JSM-6360la scanning electron microscope with the JED-2300 energy-dispersive X-ray spectral microanalysis system. Using this method, changes in the morphology and composition of the γ' -

Table 1 – Chemical composition of alloys

Alloy	Element content % (by mass)											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Nb	B	Zr	N ₂	Ni
N-155	0,15	21,0	-	-	3,0	2,5	20,0	1,0	-	-	0,15	ocr.
3MI-11	0,125	16,0	1,25	1,75	2,0	3,0	-	1,0	0,01	0,01	-	ocr.

phase, γ - γ' eutectic, and carbide phase before and after prolonged thermal action were studied.

Research results and their discussion

In order to form an optimal structure to ensure a complex of mechanical properties, heat treatment (HT) of alloys N-155 and 3MI-11 was carried out in a 2-s tage mode. As mentioned above, the homogenization temperature (I-th stage of heat treatment) for each alloy was assigned individually based on the analysis of data obtained by the method of differential thermal analysis (DTA). Table 2 presents the heat treatment modes for the alloys.

Table 2 – Heat treatment modes of alloys

Alloy	$T_{\text{гом.}}$, °C	$T_{\text{ст.}}$, °C	Exposure time, between steps, h	Cooling rate, between steps, %/min
N-155	1180	1050	4	in the air
3MI-11	1240	1050	4	in the air

High-temperature aging (II degree of TO) of alloys was carried out at a temperature of 10500 °C, which was chosen close to the technological temperature of applying the protective coating.

Comparative analysis of the results of Table 3 showed that at test temperatures of 8000 and 9000 °C, the tensile strength σ_B of the N-155 alloy is 1.2 times lower than that of the 3MI-11 alloy. The yield strength $\sigma_{0.2}$ of the N-155 alloy is 1.3 times lower than that of the 3MI-11 alloy. At a test temperature of 1000 °C, the tensile strength of the N-155 alloy is 1.4 times lower than that of the 3MI-11 alloy. The yield strength of the N-155 alloy is 1.5 times lower than that of the 3MI-11 alloy. At the same time, the N-155 alloy has higher plasticity. Comparative analysis of the data of Table 4 showed that at all test temperatures, the durability of the N-155 alloy is significantly lower than that of the 3MI-11 alloy under equal test conditions.

Table 3 – Short-term strength of alloys in the initial state (after HT)

Alloys	$T_{\text{вип.}}$, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %
N-155	800	990	805	9,6	22,2
	900	620	470	19,1	31,3
	1000	340	180	21,3	42,2
3MI-11	800	1070	950	7,8	17,1
	900	720	630	13,4	25,6
	1000	490	300	17,0	33,3

Table 4 – Long-term strength of alloys

Alloy	$T_{\text{вип.}}$, °C	σ , МПа	τ , hour	δ , %	ψ , %
N-155	800	450	154,2	11,1	22,2
N-155	900	250	137,9	13,9	31,3
N-155	1000	120	115,5	16,6	46,3
3MI-11	800	450	801,7	9,8	18,0
3MI-11	900	250	748,1	14,1	25,4
3MI-11	1000	120	782,0	12,1	29,8

Thus, at a test temperature of 800 °C and a stress of 450 MPa, the time to fracture of samples of alloy N-155 is 5.2 times less than that of alloy 3MI-11. At a test

temperature of 9000C and a stress of 250 MPa, the time to fracture of samples of alloy N-155 is 5.4 times less than that of alloy 3MI-11. At a test temperature of 10000C and a stress of 120 MPa, the time to fracture of samples of alloy N-155 is 6.8 times less than that of alloy 3MI-11. At the same time, the plasticity of alloy 3MI-11 is slightly lower compared to alloy N-155. The results obtained after prolonged thermal action at 850 °C on all time bases showed that at test temperatures of 800, 900, 1000 °C, the properties of alloys decrease by different at the same rate under the same test conditions, compared with the initial properties (after HT). At the same time, the decrease in the heat resistance of the alloy N-155 occurs more intensively than in the alloy 3MI- 11 at all time bases of aging.

Thus, in the alloy N-155 after aging at 850 °C for 5000 hours, the ultimate strength at the test temperature of 8000 °C decreases by 40–45 MPa, at 900 °C by 55–60 MPa, at 1000 °C by 95–100 MPa.

The plasticity remains at the initial level. At the same time, the ultimate strength of the alloy 3MI- 11 decreases less intensively. After prolonged aging at 850°C for 5000 hours in the alloy 3MI-11, the ultimate strength at test temperatures of 8000 and 900 °C decreases by 35–40 MPa, at 1000 °C by 55–60 MPa compared to the initial state. At the same time, compared to the alloy N-155, a slight decrease in plasticity is observed in the alloy 3MI-11. The results obtained after prolonged thermal action at 9500C on all time bases showed that at test temperatures of 800, 900, 1000 °C the properties of the alloys decrease at a more intensive rate under equal test conditions, compared to the initial properties (after HT). At the same time, the rate of decrease in the heat resistance of the alloy N-155 occurs significantly more intensively than in the alloy 3MI-11 on all time bases of aging.

In alloy N-155 after aging at 950 °C for 5000 hours, the ultimate strength at the test temperature of 800 °C decreases by 60-65 MPa, at 900 °C by 75–80 MPa, at 1000 °C by 130–135 MPa.

The ductility decreases by 4–6 % compared to the initial state at all test temperatures. At the same time, the ultimate strength of alloy 3MI-11 decreases less intensively.

In alloy 3MI-11, the ultimate strength after prolonged aging at 950 °C for 5000 hours at test temperatures of 8000 and 900 °C decreases by 45–55 MPa, at 1000 °C by 75–80 MPa compared to the initial state. At the same time, a significant difference in the tensile strength of the alloy N-155 and 3MI-11 is observed at a test temperature of 1000 °C.

It was established that in the 3MI-11 alloy there is a decrease in plasticity by an average of 5–7 % compared to the initial state (after HT) at all test temperatures.

Metallographic studies have shown that in the cast state the structure of the alloys is heterophase with a pronounced dendritic character, which is manifested in the uneven distribution of particles of the γ' - phase, the γ - γ' eutectic and the carbide phase (Fig. 1).

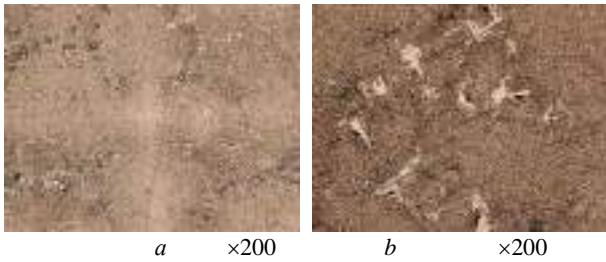


Figure 1. Dendritic structure of alloys after casting: *a* – alloy – N-155; *b* – alloy – 3MI-11

It was found that in comparison with the N-155 alloy, the volume fraction of the strengthening phase in the 3MI-11 alloy increases by 6.0–8.0 %, and the eutectic phase by 2.5–3.5 %. At the same time, the amount of the main strengthening phase in the N-155 alloy is 48–50 %, in the 3MI-11 alloy it is 56–58 %. After crystallization, the formation of carbides of the MeC type is observed in the structure of the alloys near large eutectic precipitates, which partially fill the space between the dendrite branches (Fig. 1). Comparative studies have shown that the carbide phase in the N-155 alloy is mainly located in localized interdendritic areas in the form of “skeletal” precipitates in the form of the so-called “Chinese characters”.

The carbide phase in the alloy 3MI-11 has a morphology in the form of individual polygonal and discontinuous inclusions of irregular spherical shape. The electron micrographs (Fig. 2) illustrate the morphology and arrangement of phases after casting in the structure of alloys N-155 and 3MI-11. It should be noted that the distribution density, size and shape of γ - phase particles in the interdendritic areas and dendrite axes are different. Thus, together with fine particles of γ - phase, large eutectic precipitates of γ - phase are observed, which were formed at the final stage of crystallization in the interaxial dendritic spaces.

Metallographic analysis of the structure and X-ray spectral microanalysis data showed that during crystallization the interdendritic melt is enriched with γ' -forming elements, which leads to an increased size of precipitates of $\gamma'_{eut.}$ - phase of eutectic origin in the interaxial areas.

In the center of the axes of the I-th order dendrite, the γ -phase is isolated in the form of cubic particles with a size of 0.30–0.40 μm , in the interdendritic region - in the form of irregular subcubes with a size of 0.8–1.5 μm and more. It was established that in the structure of the 3MI - 11 alloy, in comparison with N-155, the morphology of the eutectic precipitates changes.

In the N-155 alloy, the eutectic precipitates have a characteristic fan-shaped shape and are a bundle of diverging γ -phase particles separated by thin veins of the γ -solid solution (Fig. 2*a*), in the 3MI-11 alloy, the eutectic precipitates have a morphology from faceted to lamellar (Fig. 2*b*).

The X-ray spectral microanalysis data showed that both polygonal and skeletal precipitates are carbides of the MeC type. At the same time, the morphology of the carbide phase shows that polygonal carbides are formed near liquidus temperatures, and skeletal carbides as a

result of the eutectic reaction. Thus, in alloys N - 155 and 3MI-11 carbides on the bases of TiC, (Ti, Nb) C, growing in the melt, have a block-like shape with regular faceting (Fig. 2).

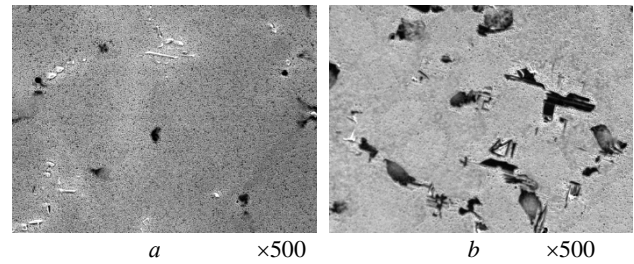


Figure 2. Distribution and morphology of phases in the microstructure of alloys after casting: *a* – alloy N-155; *b* – alloy 3MI-11

Fig. 3 shows the distribution of the main strengthening phase in the microstructure of alloys N-155 and 3MI-11 after casting. Metallographic analysis showed that after crystallization, the particles of the main strengthening phase were fairly evenly separated in the matrix and have a shape from cubic to rectangular.

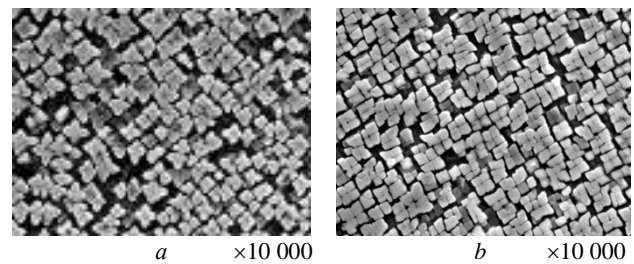


Figure 3. Distribution of the strengthening phase in the microstructure of alloys after casting: *a* – alloy – N-155; *b* – alloy – 3MI-11

At the same time, the most ordered and dense distribution of cubic particles of the main strengthening phase with a uniform distance between them is observed in the microstructure of the alloys (Fig. 3). The average size of the particles of the strengthening phase is on average 0.40–0.50 microns. It should be noted that in the cast state, the cubic morphology of the strengthening phase in the alloys indicates the tension and non-equilibrium of the structure.

Fig. 4 shows the distribution of the main strengthening phase in the microstructure of alloys N-155 and 3MI-11 after heat treatment.

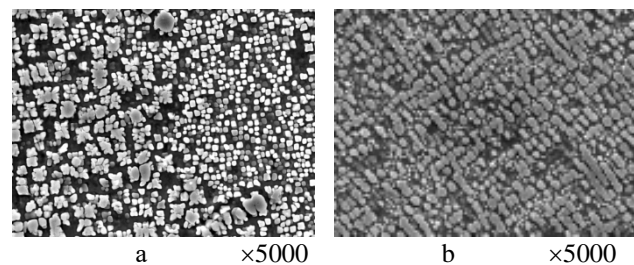


Figure 4. Distribution of the strengthening phase in the structure of alloys after HT: *a* – alloy – N-155; *b* – alloy – 3MI-11

After high-temperature aging at 1050 °C (II-th degree of HT) in the structure of alloys, coagulation of particles of the strengthening phase that have not dissolved is observed, in connection with which, along with fine particles, larger particles of the phase are also observed. When cooling in air, the maximum possible volume fraction of the strengthening phase is achieved in alloys.

It has been established that in the process of high-temperature aging (II-th degree of HT) particles of the strengthening phase lose the correct cubic shape. In the fully heat-treated state, the structure of the alloys is bimodal.

At the same time, the particles of the larger fraction of the formed rounded shape, with a size of 0.70–0.90 μm and the particles of the strengthening phase of the fine-dispersed fraction with a size of 0.20–0.30 μm, are fairly evenly distributed in the matrix. The average size of the particles of the strengthening phase in the alloy structure is 0.50–0.70 μm.

Fig. 5 shows the distribution of phases in the microstructure of alloys N-155 and 3MI-11 after high-temperature aging at T = 1050 °C.

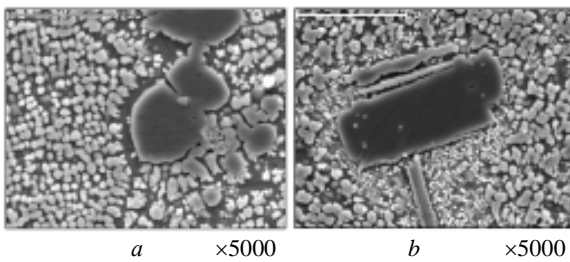


Figure 5. Distribution of phases in the microstructure of alloys after HT:

a – strengthening phase and eutectic in alloy N-155;
 b – strengthening phase and eutectic in alloy 3MI-11

As can be seen in Fig. 5, the eutectic precipitates did not completely dissolve due to the lower homogenization temperature and short holding time, which was associated with the risk of eutectic melting and could lead to increased microstructural heterogeneity.

After heat treatment, the eutectic precipitates remain in the places of their preferential separation during crystallization. At the same time, zones are formed around them where the secondary separations of the strengthening phase are much more dispersed than in other areas of the matrix. It is characteristic that in these areas particles of the strengthening phase of the fine-dispersed fraction with a size of 0.15–0.20 μm and less are observed.

Fine-dispersed particles are further separated during high-temperature aging as a result of the decay of the supersaturated solid solution due to the concentration heterogeneity of the elements. After heat treatment, the carbide phase in the alloys does not undergo noticeable changes. Thus, in the process of 2-stage heat treatment in the alloys formed an optimal, equilibrium and stable structure. At the same time, the total number of non-equilibrium phases is noticeably reduced. The optimal distribution of strengthening phases in the structure of the

alloys corresponds to more stable values of short-term and long-term strength, which is confirmed by mechanical tests.

The chemical composition of the phases is determined by the initial chemical composition of the alloy. At the same time, the determination of the chemical composition of the phases by elements requires accurate quantitative analysis within the phase.

Therefore, the dependence between the composition of the alloys N-155, 3MI-11 and their chemical composition of the phases was investigated. Analysis of Xray spectral microanalysis data showed, and mechanical tests confirmed, that the increase in short-term and long-term strength of the 3MI-11 alloy, compared with the N-155 alloy, is more related not so much to the increase in the volume fraction of the main strengthening phase, but to a change in its chemical composition.

Depending on the conditions of dendrite formation, the main strengthening phase has a noticeable difference in chemical composition compared with the phases of eutectic origin. Moreover, a noticeable difference in the chemical composition of the phases is observed for the most strongly liquifying elements. Thus, the eutectic, compared with the main strengthening phase, is enriched in elements whose liquification coefficient is positive (aluminum, titanium), and depleted in elements whose liquification coefficient is negative (chromium, cobalt, tungsten).

In Fig. 6 shows large eutectic precipitates in the interdendritic spaces, which have a noticeable heterogeneity in the distribution of alloying elements in alloys N- 155 and 3MI-11.

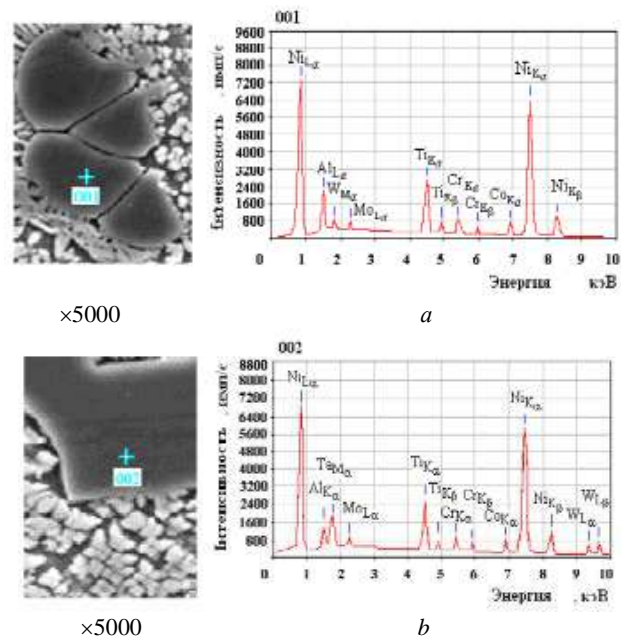


Figure 6. Chemical composition of the eutectic:
 a – alloy N-155; b – alloy 3MI-11

The liquation nature of the distribution of elements participating in the formation of the eutectic phase leads to its uneven separation in the volume of the alloy. In the interdendritic areas, supersaturated with aluminum and titanium, the eutectic phase is separated in large sizes due

to the fact that these elements have the greatest liquation and are included in it, as the main ones, together with aluminum.

Using electron microscopy, it was established that the eutectic phase of the 3MI-11 alloy, separated in the interdendritic areas, differs in both chemical composition and morphology in comparison with the N-155 alloy. Thus, in the 3MI-11 alloy, alloying with aluminum and titanium leads to an increase in the volume fraction of eutectic separations by 2.5–3.5%. In the interdendritic regions, the strengthening phase is 3-5 times larger than in the center of the dendrite axes. Table 4 shows the comparative results of the quantitative analysis of the chemical composition of the eutectic phase of the alloys, obtained using the electron microprobe method X-ray spectral microanalysis.

Table 4 – Chemical composition of eutectic alloys

Alloy	Content of elements in eutectic, % (by mass)							
	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ni
N-155	2,8	2,3	3,6	0,2	-	-	6,9	75,4
3MI-11	2,6	-	2,9	0,1	5,4	8,1	6,9	71,6

Metallographic studies and X-ray spectral microanalysis data showed that in the interdendritic layers the eutectic phase differs in composition from the main strengthening phase. At the same time, both small and large areas of eutectic precipitates are enriched in aluminum, titanium, and depleted in tungsten, molybdenum, chromium, cobalt in comparison with the solid solution. Thus, in the composition of the eutectic of the 3MI-11 alloy, the concentration of chromium, cobalt and molybdenum remains constant and does not depend on the concentration of titanium in the alloy. In the composition of the eutectic phase of the 3MI-11 alloy, the amount of tungsten and aluminum decreases by 1.3 times, and the concentration of titanium by 1.1 times in comparison with the N-155 alloy. At the same time, in the composition of the eutectic phase, the concentration of chromium is 4.5–5 times lower, cobalt, tungsten and molybdenum is 2.5–3 times lower, and the concentration of aluminum and titanium is 1.7–2 times higher than their concentration in the main composition of the alloy. At the same time, with the presence of titanium in the composition of the eutectic phase of the alloy 3MI-11, the temperature of eutectic t_{eut} transformations increases by 500 °C, and therefore, the thermal stability of eutectic precipitates increases in comparison with the alloy N-155.

Fig. 7 shows the chemical composition of the strengthening phase of alloys N-155 and 3MI-11. Using electron microscopy and the X-ray spectral microanalysis method, it was found that with the presence of aluminum and titanium in the composition of the 3MI-11 alloy, the composition of the strengthening phase changes compared to the N-155 alloy.

Table 5 shows the results of quantitative analysis of the chemical composition of the main strengthening phase of alloys N-155 and 3MI-11, obtained using an electron microprobe. It was found that in the composition of the strengthening phase of the 3MI-11 alloy, the

concentration of chromium, tungsten and molybdenum remains practically unchanged and does not depend on the presence of niobium. At the same time, in the composition of the strengthening phase of the 3MI-11 alloy, the concentration of cobalt increases by 1.4 times, and the concentration of aluminum and titanium decreases by 1.1 times compared to the N-155 alloy.

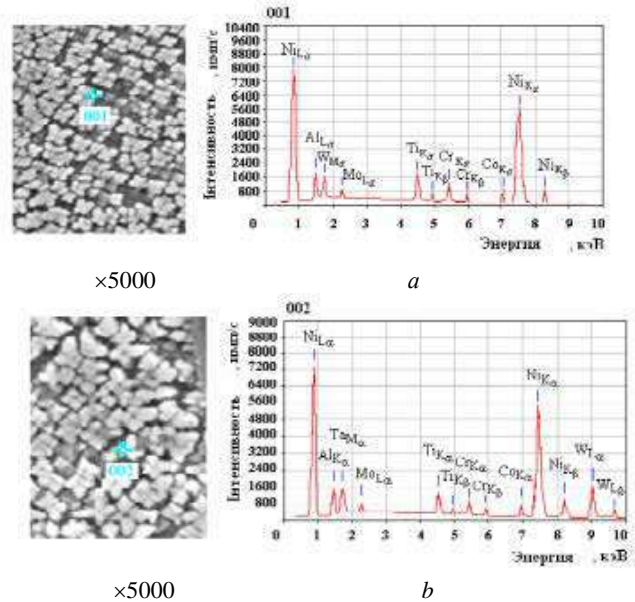


Figure 7. Chemical composition of the main strengthening phase: *a* – alloy N-155; *b* – alloy 3MI-11

Table 5 – Chemical composition of the strengthening phase of alloys

Alloy	Content of elements in the strengthening phase, % (by mass)							
	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Ta	Ni
N-155	2,9	2,5	7,1	0,4	--	7,4	--	72,5
3MI-11	2,7	3,3	6,9	0,2	6,6	6,9	5,7	67,7

It should be noted that in the alloy 3MI-11 aluminum, titanium, tungsten in the strengthening phase are approximately in the same concentration. Thus, in comparison with the alloy N-155, where the main strengthening phases are carbides and nitrides, in the alloy 3MI-11, which showed higher short-term and long-term strength, in the composition of the strengthening phase part of aluminum and titanium is replaced by the most optimal ratio of refractory elements – tantalum and tungsten (table 5). Therefore, the main strengthening phase of the alloy 3MI-11 at 70–750 °C has a higher temperature of the end of dissolution of t_{ed} , in comparison with the alloy N-155, and therefore, higher thermal stability.

According to microanalysis data, the concentration of chromium in the composition of the strengthening phase of the alloys is 4.5-5 times, and cobalt and molybdenum 1.5 - 2 times lower than their concentration in the main composition. At the same time, the concentration of tungsten in the strengthening phase is practically the same as in the main composition. At the

same time, the concentration of aluminum is 1.7–2 times, and titanium and tantalum 1.3–1.4 times higher than their concentration in the main composition of the alloys. Thus, a comparative analysis of the results given in Tables 5 and 6 showed that in comparison with the N-155 alloy, in the 3MI-11 alloy aluminum and titanium in the composition of the eutectic and strengthening phase are replaced by more refractory tantalum, the content of which reaches: in the eutectic 7–8 %, in the strengthening phase 6–7 %.

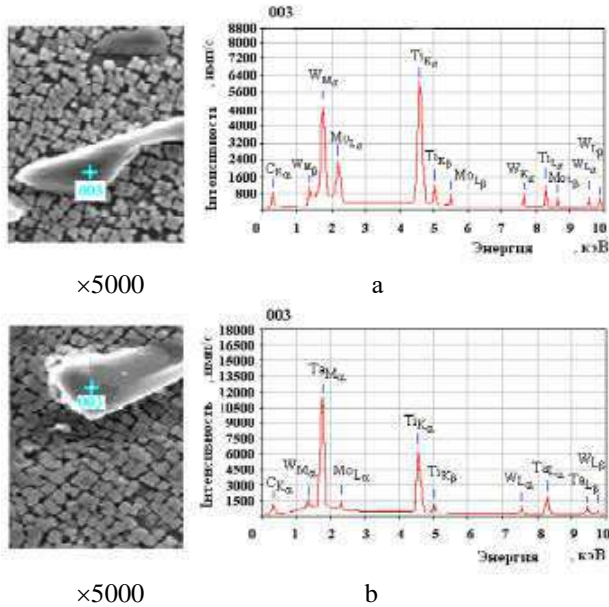


Figure 8 - Chemical composition of carbide type MeC: a - alloy N-155; b - alloy 3MI-11.

Fig. 8 presents the results of a comparative study of the chemical composition of the carbide phase of the MeC type of alloys N - 155 and 3MI-11. Data analysis showed that in the cast state, carbides based on TiC (Fig. 8 a) containing a high concentration of tungsten are observed in the alloy N - 155. In the alloy 3MI-11, carbides are observed mainly on a mixed basis (Ti, Ta) C. The presence of other carbide-forming elements (Ti, W, Mo) allows us to conclude that carbides based on titanium and tantalum are inclusions with complex chemical composition.

Table 6 presents the results of quantitative analysis of the chemical composition of the carbide phase of the alloys, obtained by the X-ray spectral microanalysis method using an electron microprobe. It was found that the presence of titanium in the 3MI-11 alloy has a significant effect on the redistribution of alloying elements in the carbide phase compared to the N-155 alloy.

Analysis of the obtained results in Table 6 showed that the carbide phase in the N - 155 alloy contains up to 37% tungsten and up to 4% molybdenum. In the 3MI-11 alloy, carbides contain the following elements: 56% tantalum; 30% titanium, 13% tungsten and 1% molybdenum. It was found that the presence of tantalum up to 4% in the 3MI-11 alloy leads to an increase in its concentration in the carbide phase to 56 %, which is 12 times higher than its concentration in the main composition. At the same time, in comparison with the

N-155 alloy, in the 3MI-11 alloy there is a simultaneous decrease in the titanium concentration by 2.2 times and the total concentration of tungsten and molybdenum by 3.4 times.

At the same time, the presence of titanium in the strengthening phases of the 3MI-11 alloy has a positive effect on the overall strengthening mechanism.

It is known that for alloy N-155 the operating temperature range is 800–850°C. Comparative studies of the complex of mechanical properties have shown that alloy 3MI-11 has higher short-term and long-term strength, compared to alloy N-155, has a temperature capability 500 °C higher and its operating range is 900–950 °C.

Table 6 – Chemical composition of the carbide phase of the alloys

Alloy	Content of elements in the carbide phase, % (by mass)			
	Ti	Ta	W	Mo
N-155	-	-	37	4
3MI-11	30	56	13	1

In this regard, comparative studies of the kinetics of structural transformations in alloys N-155 and 3MI-11 were carried out during prolonged thermal action at temperatures of 850 and 950 °C on the basis of 1000, 3000, 5000 hours. For a comparative assessment of structural and phase stability, the structure formed in the alloys after heat treatment was considered the initial one.

Comparative metallographic analysis of the initial structure showed that the amount of the strengthening phase in the alloy 3MI-11 is 6–8 % more, and the proportion of the phase of eutectic origin is 2.5–3.5 % more than in the structure of the alloy N-155.

X-ray spectral microanalysis showed that the chemical composition of the phases of the alloys is not the same. With the presence of titanium in the alloy 3MI-11, its concentration in the phases increases, in particular, in the strengthening phase. This causes its higher thermal stability at elevated temperatures.

Fig. 9 shows the kinetics of changes in the morphology of the strengthening phase in alloys N-155 and 3MI-11 after prolonged aging at a temperature of 850 °C on time bases of 1000, 3000 and 5000 hours.

Comparative studies of the microstructure showed that after prolonged aging at a temperature of 8500 °C on all time bases in the alloys N-155 and 3MI-11 there is no noticeable difference in the rate of change in the morphology and size of the particles of the strengthening phase (Fig. 9). In the structure of the alloys N-155 and 3MI-11 on the basis of 5000 hours, the initial cubic morphology changes to a spherical irregular shape. No coagulation processes are observed, the distance between the particles remains uniform, and the distribution is ordered. At the same time, metallographic analysis showed that during prolonged thermal action at 8500 °C in the structure of the alloys N-155 and 3MI-11, the processes of dissolution of eutectic precipitates occur on all time bases (Fig. 10).

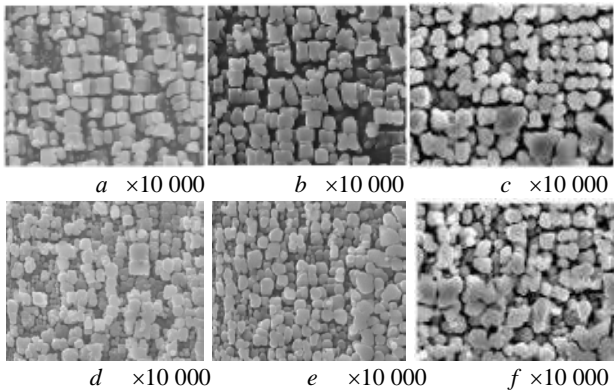


Figure 9. Kinetics of changes in the morphology of the strengthening phase during prolonged thermal action at 8500 °C: *a, b, c* – alloy N-155 – 1000, 3000, 5000 hours; *d, e, f* – alloy 3MI-11 – 1000, 3000, 5000 hours.

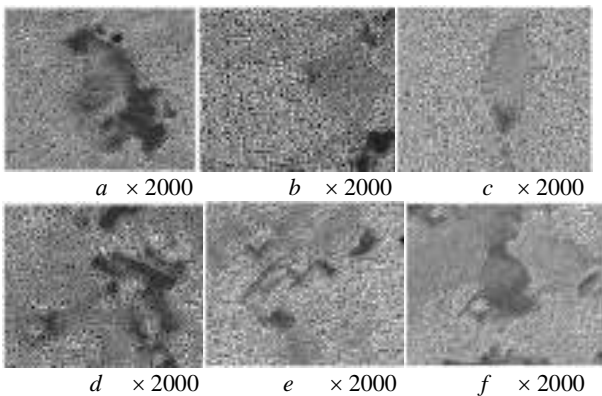


Figure 10. Dissolution of eutectics in alloys during prolonged thermal action at 850 °C: *a, b, c* – alloy N-155 – 1000, 3000, 5000 hours; *d, e, f* – alloy 3MI-11 – 1000, 3000, 5000 hours

It was found that during prolonged thermal action, non-equilibrium eutectic precipitates are noticeably dissolved, unlike the strengthening phase. The reason for these transformations is probably the presence of chemical heterogeneity in the alloy structure, due to dendritic liquation, which is a heredity of the cast structure.

In Fig. 11 shows the kinetics of structural changes in the strengthening phase of alloys N-155 and 3MI-11 during long-term thermal aging at a temperature of 950 °C on time bases of 1000, 3000 and 5000 hours. Metallographic analysis showed that the different rate of coagulation of particles of the strengthening phase in alloys N-155 and 3MI-11 can be explained by the different chemical composition and its volume content in the initial state of the alloys.

Comparative studies of the microstructure showed that during prolonged thermal action at 950 °C in alloys N-155 and 3MI-11 there is a noticeable difference in the rate of change in the morphology and particle size of the strengthening phase. The analysis showed that in the microstructure of alloy N-155 there is a more intense increase in the average particle size of the strengthening phase, which is probably due to their growth due to more finely dispersed precipitates. It was found that in the alloy N-155, in comparison with the alloy 3MI-11, the

coagulation process and the loss of the correct geometric shape by the particles proceeds more intensively on all time bases (Fig. 11). The initial cubic morphology changes to a spherical irregular shape in the alloy N-155. At the same time, the distance between the particles becomes uneven, and the distribution is chaotic. Such structural changes lead to an acceleration of the rate of decrease in strength characteristics. Such degradation of the structure is caused by more intensive diffusion processes in comparison with the thermal effect at 850 °C. The significant decrease in the coagulation rate of the particles of the strengthening phase in the alloy 3MI-11 in comparison with the alloy N-155, observed by electron microscopy, can be explained by the slowdown in the diffusion mobility of the main elements, those that make up the strengthening phase, in the presence of titanium in its chemical composition.

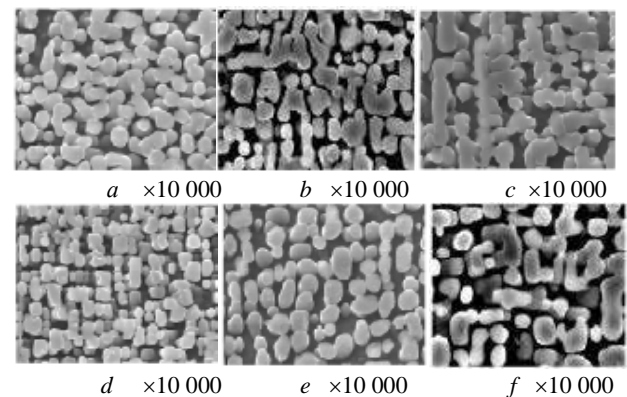


Figure 11. Kinetics of changes in the morphology of the strengthening phase during prolonged thermal action at 9500 °C: *a, b, c* – alloy N-155 – 1000, 3000, 5000 hours; *d, e, f* – alloy 3MI-11 – 1000, 3000, 5000 hours

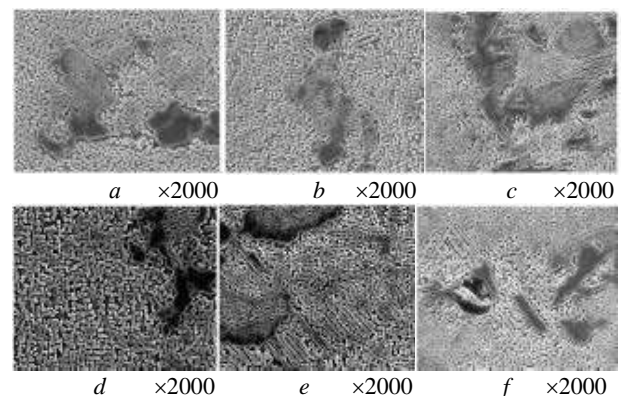


Figure 12. Dissolution of eutectics during prolonged thermal action at 9500 °C: *a, b, c* – alloy N-155 – 1000, 3000, 5000 hours; *d, e, f* – alloy ZMI-11 – 1000, 3000, 5000 hours

At the same time, metallographic analysis showed that during prolonged thermal action at 950 °C, more intense processes of dissolution of eutectic precipitates are observed in the structure of alloy N - 155 compared to alloy 3MI-11, between at 850 °C (Fig. 12). The reason for the increase in the intensity of these transformations is probably associated with an increase in the rate of diffusion processes in non-equilibrium phases, due to dendritic liquation, which is a heredity of the cast structure.

It was established that in the process of dissolution of non-equilibrium eutectic precipitates, microvolumes arise, locally supersaturated with tungsten, chromium, titanium, in which the probability of formation of carbides on a more complex basis increases. In the course of research, it was established that in the process of prolonged thermal action, carbides on the basis of tantalum TaC and on a mixed basis (Ta, Ti) C in the alloy 3MI-11 are thermally more stable than carbides in the alloy N-155.

Metallographic analysis showed that, probably, striving for an equilibrium state, there is a gradual alignment of the chemical composition of eutectic precipitates with the composition of the strengthening phase and solid solution. In the process of phase transformations with the participation of coarse eutectic precipitates in alloys, the separation of finely dispersed particles of the strengthening phase of spherical shape and their coagulation occurs. At the same time, no noticeable change in the volumetric amount of the strengthening phase compared to the initial state (after HT) is observed. However, due to the presence of tantalum in the phases of the 3MI-11 alloy, phase transformations in its structure during prolonged thermal action at 950 °C proceed more slowly than in the N-155 alloy.

Metallographic analysis showed that in the structure of the N-155 and 3MI-11 alloys after prolonged thermal action on the basis of 5000 hours at temperatures of 850 °C and 950 °C, topological close-packed (TCP) phases, such as the σ - phase, were not detected, which indicates the stability of the solid solution of the alloys with respect to the release of harmful excess phases during prolonged thermal action.

Conclusions

1. Based on a comprehensive approach, a comparative analysis of alloys N-155 and 3MI-11 was carried out, which allows us to adequately predict the possibility of replacing the foreign alloy N-155 with the domestic 3MI-11.

2. It was established that during tests at 800 and 900 °C, the ultimate strength of alloy N-155 is 1.2 times lower than 3MI-11, and the long-term strength is 5.2 times lower, respectively.

3. It was shown that the amount of the strengthening phase in the 3MI-11 alloy is 6...10 % more, with a uniform distribution throughout the alloy body.

4. It was established that in the composition of the strengthening phase of the 3MI-11 alloy, the concentration of chromium, tungsten and molybdenum remains practically unchanged and does not depend on the presence of niobium. At the same time, in the composition of the strengthening phase of the 3MI-11 alloy, the concentration of cobalt increases by 1.4 times, and the concentration of aluminum and titanium decreases by 1.1 times compared to the N-155 alloy.

5. It was established that in the process of dissolving non-equilibrium eutectic precipitates, microvolumes arise, locally supersaturated with tungsten, chromium, titanium, in

which the probability of formation of carbides on a more complex basis increases. It was established that in the process of prolonged thermal action, carbides on the basis of tantalum TaC and on a mixed basis (Ta, Ti)C in the 3MI-11 alloy are thermally more stable than carbides in the N-155 alloy.

References

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

Одержано 10.03.2025

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

- Сергій Беліков д-р техн. наук, професор, професор кафедри транспортних технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: belikov@zr.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Віталій Кононов канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри деталей машин і підйомно-транспортних механізмів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: kononov1705@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Олександр Глотка канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: glotka-alexander@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Михайло Сидоренко канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри деталей машин і підйомно-транспортних механізмів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: sidorenko.mik@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9097-9739
- Сергій Пучек аспірант кафедри транспортних технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: puchek777@gmail.com, ORCID: 0009-0007-8077-6106

Мета роботи. Провести порівняльні дослідження комплексу фізико-механічних властивостей імпортного сплаву N-155 і вітчизняного сплаву ЗМІ-11 з метою збільшення ресурсу роботи лопаток, що обертаються. Провести порівняльні випробування на короткочасну і тривалу міцність сплавів в початковому стані (після термообробки), провести порівняльні випробування на короткочасну і тривалу міцність сплавів після тривалої теплової дії при $T = 850$ °C, 950 °C впродовж 1000, 3000, 5000 годин.

Методи дослідження. Зразки сплавів виготовляли зі зливків вагою 10 кг у вакуумній індукційній печі УППФ-3М в середовищі аргону при тиску 1,4–5,3 Па в тиглях з основним футеруванням з одночасною заливкою зразків рівноісної кристалізації. Хімічний аналіз проводили стандартними методами згідно з вимогами ТУ 14-1689-73 і ОСТ 1.90127-85. Дослідження мікроструктури проводили на мікросліфах, площина яких орієнтована по нормалі до поверхні на світловому оптичному мікроскопі «Olympus IX-70» з цифровою відеокамерою «EхwaveHAD color video camera Digital Sony» при збільшеннях $\times 200$, $\times 500$, $\times 1000$. Випробування міцності (ГОСТ 1497-61, ГОСТ 9651-61, ГОСТ 1497-84) проводили на стандартних циліндричних зразках (діаметр робочої частини 5мм, довжина 25мм) при температурах 200, 800, 900 і 1000 °C на розривній машині марки УМЭ-10ТМ. Випробування на тривалу міцність (ГОСТ 10145-81) проводили на стандартних циліндричних зразках при температурах 800, 900, 1000 °C і відповідних навантаженнях 600, 400, 180 МПа на машині АИМА-5-2.

Отримані результати. Встановлено, що при випробуваннях 800 та 900 °C границя міцності сплаву N-155 в 1.2 рази нижча ніж ЗМІ-11, а довготривала міцність в 5.2 рази менша відповідно. Показано, що кількість зміцнюючої фази в сплаві ЗМІ-11 більше на 6...10 %, з рівномірним розподілом по тілу сплаву. Встановлено, що у складі зміцнюючої фази сплаву ЗМІ-11 концентрація хрому, вольфраму і молібдену залишається практично незмінною і не залежить від наявності ніобію. В той же час, у складі зміцнюючої фази сплаву ЗМІ-11 підвищується концентрація кобальту в 1,4 рази і знижується в 1,1 рази концентрація алюмінію і титану в порівнянні із сплавом N-155. Встановлено, що в процесі розчинення нерівноважних евтектичних виділень виникають мікрооб'єми, локально пересичені вольфрамом, хромом, титаном, в яких підвищується вірогідність утворення карбідів на складнішій основі. В ході досліджень було встановлено, що в процесі тривалої теплової дії карбіди на основі танталу TaC і на змішаній основі (Ta, Ti) C в сплаві ЗМІ-11 термічно стабільніші, ніж карбіди в сплаві N-155.

Наукова новизна. Отримані результати дають змогу зрозуміти термодинаміку процесів фазоутворення в двох системах легування та встановити залежності між легуючими елементами та фазовим складом сплаву.

Практична цінність. Отримані результати дають змогу рекомендувати як замітника закордонним N-155 на вітчизняний ЗМІ-11 без втрати властивостей та ресурсу експлуатації.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, фазовий склад, розподіл легувальних елементів, жароміцність, карбіди.

Список літератури

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

UDC 537.621.4:620.17:53.082.7

- Vadym Ol'shanetskii Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Physical Materials Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *olshan@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9485-4896
- Gennadii Snizhnoi Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Information Security and Nanoelectronics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *snow@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0003-1452-0544
- Volodymyr Sazhnev Ph. D, Associate professor, Associate Professor of the Department of Machines and Foundry Technology, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *sajhnev@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-2095-4958
- Olga Vasylenko Ph. D, Associate professor, Associate professor of the Department of Information Security and Nanoelectronics, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *drvasylenkoolga@gmail.com*, ORCID: 0000-0001-6535-3462
- Denys Onyshchenko Postgraduate student A-132, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *denys.onyshchenko@zp.edu.ua*, ORCID: 0009-0008-4766-7052

QUALITY CONTROL OF HIGH-MANGANESE STEELS BY THE PARAMAGNETIC STATE OF AUSTENITE

Purpose. Determination of the methodology for the comprehensive evaluation of the mechanical properties of high-manganese steels according to one parameter that is sensitive to the influence of external factors, which will contribute to the reduction of laboratory research costs during the selection of the best samples (melts) of steel for the production of quality-critical products of responsible mechanical engineering.

Research methods. Tearing tests were carried out on the YPM-50 machine, the relative elongation was determined according to the standard method. Microhardness was measured using a ПИМТ3 device at a load of 50 g by a standard method. Determination of the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite (before mechanical tests) was carried out on automated magnetometric scales.

Results. Based on the results of experimental studies, a correlation between mechanical properties and specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite was established. The parameter χ_0 is a characteristic of the atomic-magnetic state of austenite and is a supersensitive value to the influence of various external factors. That is why it is proposed to use the specific paramagnetic susceptibility of austenite as an integral characteristic to determine the influence of various factors (chemical composition, smelting conditions, deformation, temperature, etc.) on the properties of steel.

Scientific novelty. The idea of a relationship between the mechanical properties of austenitic steels and the previously formed atomic-magnetic state of the austenite matrix was proposed and experimentally confirmed.

Practical value. The determined correlation between the mechanical properties of high-manganese steels and the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite and the proposed trend correspondence matrix make it possible to perform express forecasting and quality control of steels without conducting labor-intensive mechanical tests.

Key words: austenite, elongation, durability, deformation martensite, paramagnetic susceptibility.

Introduction

The combination of physical, chemical and technological properties affect the quality of steels and products made from them. Depending on the available properties, the fields of application and the corresponding grade or classification are determined. The future properties of steel are largely determined by the final chemical composition, phase-structural composition, and processing methods (heat treatment, mechanical, etc.).

Two approaches are used to evaluate the quality of steel. In the first case, a specific mechanical (hardness, impact strength, wear resistance, tensile strength, etc.) or service (for example, corrosion rate) parameter is experimen-

tally determined, which is then brought into line with a specific DSTU or technical task (customer requirements). Measurement and analysis of each of these parameters requires significant time, qualified personnel, specific equipment, etc. For example, the manufacture of samples to determine mechanical properties is a rather laborious process, and corrosion tests can last several weeks.

These experimental studies are reflected in the standards of enterprises with input (output) control of materials (products), that is, they are mandatory at the initial and final stages of production. Intermediate tests are generally not conducted due to their time-consuming and expensive nature.

The second approach is to define and use one physical parameter, which would be an integral characteristic of the

influence of various factors (chemical composition, smelting conditions, the influence of deformation and temperature, etc.). A necessary condition for its use is a certain relationship (correlation) of this parameter with the mechanical and service properties that determine the quality of steel.

Qualitative and timely control of the physical and mechanical properties of substances contributes to increasing the competitiveness of machine-building enterprises.

Research and publication analysis

High-manganese steels are widely used for the manufacture of a significant range of parts for mining and processing equipment and railway transport [1-4]. The continuous development of these industries leads to a complication of the operating conditions of parts and an increase in the requirements for the physical and mechanical properties of steels.

During the operation of products, phase-structural transformations occur, for example, martensitic $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation during plastic deformation [5, 6].

The martensitic transformation in austenitic high-manganese steels is significantly influenced by the chemical composition, microstructure, deformation temperature, and mechanical stress [7].

In [8], an algorithm for performing material quality evaluation is presented, according to which the test method is selected and the necessary qualimetric methods for quality evaluation are selected.

A highly accurate indicator of structural changes and mechanical properties is the paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite, which, as a highly sensitive characteristic, is able to reflect the peculiarities of the influence of temperature, pressure and chemical composition (i.e., the content of Mn, C, Si and other elements) on the general state and properties of the austenite phase [9].

Since the main phase of austenitic high-manganese steels is austenite, it is quite natural to consider one of the

characteristics of austenite. A common means of studying austenitic materials is to consider the lattice, grain shape, defects, and alloying elements. However, each of these parameters is not integrated, that is, it does not reflect all the components of the formed austenite matrix. The atomic-magnetic state of austenite is characterized by the specific paramagnetic susceptibility χ_0 , which is determined by the total magnetic moment of a unit mass of austenite under the condition of a unit value of the magnetic field.

While, the parameter χ_0 is a complex characteristic of austenite, the state of which was formed due to the available chemical elements, mechanical and temperature effects, that is, χ_0 is sensitive to external factors [10].

Research objective

The purpose of the study is the development of a methodology for comprehensive evaluation of the mechanical properties of high-manganese steels by determining the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite. The parameter χ_0 is a characteristic of the atomic-magnetic state of the austenite matrix.

Materials and research methods

High-manganese steels with different manganese contents were obtained in induction crucible electric furnaces in the form of ingots 100×100×200 mm, and then subjected to water quenching from 1050 °C for austenization (3 h holding time).

The content of other elements was kept within the limits of the chemical composition for steel 110G13L according to the DSTU 8781:2018 standard.

The chemical composition of the studied steel melting samples is given in Table 1. The studied samples are numbered, which facilitated the construction of characteristics in the figures presented later in the text. The values of the measured parameter are rounded to the third decimal place.

Table 1 – Chemical composition of the studied austenitic steels

Steel melting sample №	Steel grade	Element, % of mass						
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Al
1	110Г8Л	1.14	8.60	0.66	0.040	0.088	0.100	0.019
2	110Г10Л	1.30	10.70	0.87	0.014	0.084	0.100	0.021
3	110Г13Л	1.16	13.80	0.76	0.016	0.092	0.100	0.018
4	110Г8Л	1.34	8.43	0.80	0.140	0.092	0.060	0.019
5	110Г10Л	1.24	9.75	0.48	0.017	0.092	0.100	0.019
6	110Г10Л	1.39	10.42	0.56	0.014	0.110	0.001	0.025
7	110Г10Л	1.19	10.47	0.45	0.015	0.100	0.010	0.022
8	110Г10Л	1.23	10.57	0.51	0.016	0.100	0.01	0.018
9	110Г13Л	1.35	12.91	0.76	0.009	0.090	0.180	0.018

Samples for mechanical testing and magnetometric studies were cut from the middle part of the ingots, which represented a homogeneous initial microstructure. Each steel grade, according to the requirements and standards, must have the corresponding indicators. But in responsible engineering, it is desirable to determine the real quality (property) of various steel melts belonging to the same grade. That is, for responsible structures, steel with the best mechanical properties should be used. It is most acceptable if the quality level of steel is determined by a single parameter, that is, without time-consuming tests.

Tensile tests were performed on a YPM-50 machine. Microhardness was measured by a ПМТ3 device at a load of 50 g according to the standard method. The specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite was determined on special high-precision equipment [10].

It should be noted that the choice of χ_0 as a criterion (indicator of mechanical properties) allows us to take into account not only the influence of the manganese content (which is the main austenitizer in the studied materials) when predicting mechanical properties, but also the influence of the content of some other elements that are part of the steel (primarily carbon).

Results and discussion

During the research, many characteristics were obtained and analyzed, some of which are presented in this article. Fig. 1 shows the relationship between the atomic-magnetic state of austenite (in the initial state, i.e. before mechanical tests) and the mechanical properties of high-manganese steels. The numbers near the points coincide with the numbers of the steel samples in Table 1). With a decrease in χ_0 , the plasticity index (relative elongation δ and impact toughness KCU) increase.

This feature in the behavior of the specified mechanical characteristics could be explained as follows. According to literature data, manganese effectively reduces the energy of stacking faults (in the specified interval of Mn content) [11]. As a result, elementary dislocations are actively split into partial ones connected by stacking faults with a crystallographic structure different from austenite.

This facilitates the process of plastic deformation due to an increase in the possibility of easy sliding, since in the case of splitting of individual elementary dislocations there is a possibility of the transition of stretched dislocations in the intersecting slip plane of the same type. Impact toughness increases with an increase in the manganese content, and therefore the stability of austenite. Low carbon, high manganese steel exhibits better impact toughness than high carbon, low manganese steel [12].

The dependence of microhardness on the magnetic state of austenite, i.e. on χ_0 , is presented in Fig. 2. As can be seen, the increase in microhardness in this case correlates with the increase in the parameter χ_0 .

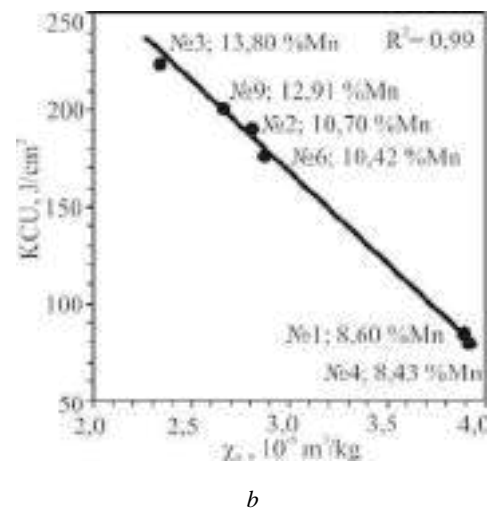
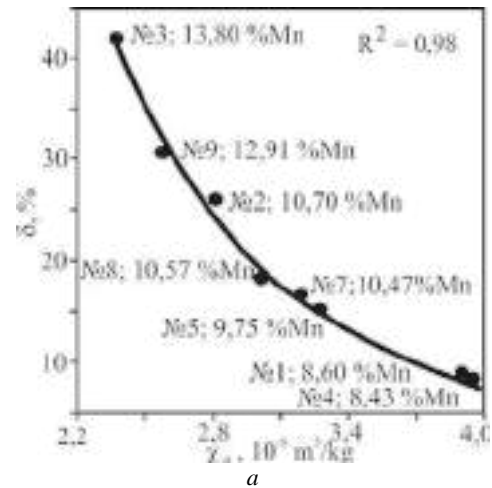


Figure 1. Characteristics of high-manganese steels: a – dependence of relative elongation δ ; b – impact toughness KCU on the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite (before mechanical tests)

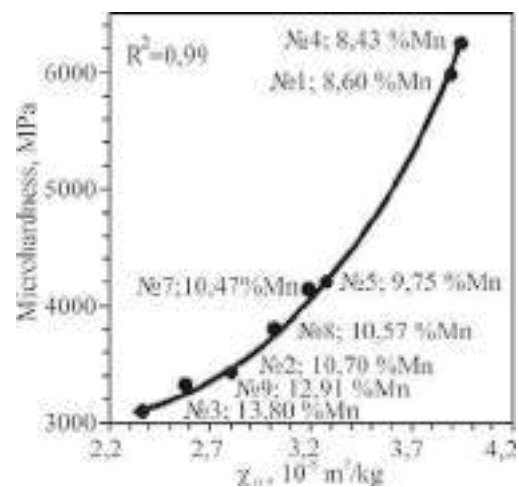


Figure 2. Relationship between microhardness and specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite of high-manganese steels (numbers near the points coincide with the numbers of steels in Table 1)

Let us explain the above relationship as follows. Since the microhardness measurement uses loads that lead to an extremely small local deformation (when pressing the indenter), due to the very low energy of stacking faults, active splitting of full dislocations should occur, which facilitates their easy sliding and thereby significantly increases the depth of penetration of the indenter, even at low loads. At the same time, regardless of the existing lengths of the free path of dislocations at such small local deformations, stretched dislocations do not have time to create separate clusters that can significantly affect the increase in microhardness.

Analysis of the above graphs showed that there is a good correlation between the mechanical properties and the paramagnetic susceptibility of austenite, which makes it possible to use this as an effective factor in predicting the mechanical properties of an austenitic material depending on the manganese content in it (provided that the carbon content and other austenizing elements are constant).

The choice of the paramagnetic susceptibility of austenite as a criterion for evaluation the properties of steel (with varying manganese content in the steel) was also due to the fact that direct experimental determination of the mechanical properties of austenitic materials is often very time-consuming, instead, the specified criterion can be easily established using special highly sensitive equipment.

The indicated trends in property changes are reflected in the Matrix of correspondence of the direction of changes (trends) between the paramagnetic parameter χ_0 and the mechanical properties of high-manganese steels (Table 2).

Table 2 – Correspondence matrix

The tendency determined experimentally	Forecasted trends		
	δ	KCU	microhardness
\uparrow	\downarrow	\downarrow	\uparrow

Here, the signs \uparrow and \downarrow indicate an increase and decrease in the value, respectively.

Analysis of the results obtained (Table 2) shows that for the selection of a higher quality steel (which has better mechanical properties) it is possible to use the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite as an integral criterion. It is worth noting that the parameter χ_0 can also be used as a criterion for the level of austenite stability.

It should also be noted that the most common is the determination of the level of stability of the amount of retained austenite. Thus, in [13] maps for predicting the amount of austenite from the parameters of intercritical annealing and the initial microstructure are proposed. Process maps provide information for designing intercritical treatments of medium manganese steels, helping to optimize steel properties for automotive applications. It is generally accepted [14, 15] that the slow transformation of austenite to martensite has a beneficial effect on plasticity, so the proportion and stability of austenite should be carefully controlled.

Further research in this field involves physical-mathematical modeling to predict and determine the optimal parameters of steels.

Conclusions

1. The correlation dependence of the relative elongation δ and the impact toughness KCU on the specific paramagnetic susceptibility χ_0 of austenite (before mechanical testing) of high-manganese steels was experimentally investigated and determined.

2. A trend correspondence matrix was proposed, according to which it is possible to select a higher-quality sample of steel melt, which has better mechanical properties for the production of quality-critical products of responsible mechanical engineering.

References

- Sun, B., Kwiatkowski da Silva, A., Wu Y., et al. (2023). Physical metallurgy of medium-Mn advanced high-strength steels. *International Materials Reviews*, 68, 7, 786–824. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2022.2153220>
- Snizhnoi, H., Sazhnev, V., Snizhnoi, V., Mukhachev, A. (2024). Details of mining beneficiation equipment made of medium manganese wear-resistant steel. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 1348, art. no. 012027. DOI: <https://doi.org/10.1088/1755-1315/1348/1/012027>
- Sazhnev, V. M., Snizhnoi, H. (2023). The influence of technological parameters on the physical, mechanical and operational properties of wear-resistant austenitic high-manganese steel. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, 45, 4, 503–522. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.45.04.0503>
- Varela, L.B., Tressia, G., Masoumi M., Bortoleto, E.M., Regattieri C., Sinatora, A. (2021). Roller crushers in iron mining, how does the degradation of Hadfield steel components occur? *Engineering Failure Analysis*, 122, art. no. 105295. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2021.105295](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105295)
- Gürol U., Kurnaz S. (2020). Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 56, 2, 171–182. DOI: <https://doi.org/10.2298/JMMB191111009G>
- Yan J., Zhou M., Wu H., Liang X., Xing Z., Li H., Zhao L., Jiao S., Jiang Z. (2023). A Review of Key Factors Affecting the Wear Performance of Medium Manganese Steels. *Metals*, 13, 7, art. no. 1152. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13071152>
- Torabi, S. A., Amini, K., Naseri, M. (2017). Investigating the Effect of Manganese Content on the Properties of High Manganese Austenitic Steels, *international journal of advanced design and manufacturing technology (Int J Advanced Design and Manufacturing Technology)*, 10, 1, 75–83.
- Kurylyak, V. V., Khimicheva, G. I. (2017). Zastosuvannya kvalimetry`chny`x metod dlya ocinyuvannya yakosty` udarno-navantazheny`x materiyaliv [Application of qualimetric methods for evaluation test of shock-loaded materials. *Uspixy` fizy`ky` metaliv – Progress in Physics*

of Metals, 18, 2, 155–175. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.18.02.155>

9. Snizhnoi, G. V., Rasshchupkyna, M. S. (2012). Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels. Journal of Iron and Steel Research, International. 19, 6, 42–46. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60125-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60125-3)

10. Vasylenko, O., Reva, V., Snizhnoi, G. (2019). Simulation of ACS for Magnetic Susceptibility Measurements in ECAD Based on Time Domain Functions. Proceedings of the Second International Workshop on Computer Modeling and Intelligent Systems, CEUR Workshop Proceedings, 2353, 689-701. DOI: <https://doi.org/10.32782/cmisis/2353-55>.

11. Ol'shanetskii, V. E., Snezhnoi, G. V., Sazhnev, V. N. (2016). Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation, Metal science and heat treatment, 58, 5–6, 311–317. DOI: 10.1007/s11041-016-0009-5

12. Ankita Bhattacharya, Sankalp Biswal, Rakesh Kumar Barik, Bhupeshwar Mahato, Mainak Ghosh, Rahul Mitra, Debalay Chakrabarti (2024). Comparative interplay of C and Mn on austenite stabilization and low temperature

impact toughness of low C medium Mn steels. Materials Characterization, 208, art. no. 113658, ISSN 1044-5803, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.113658>.

13. Mehrabi, A., Zurob, H.S., McDermid, J.R. (2024). Process Maps for Predicting Austenite Fraction (vol.%) in Medium-Mn Third-Generation Advanced High-Strength Steels. Materials, 17, 5, art. no. 993. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17050993>

14. Vung Lam Nuam, Zhang Hao, Xiong Zhi-ping. (2024). Role of retained austenite in advanced high-strength steel: ductility and toughness. Journal of Iron and Steel Research International, 31. DOI: <https://doi.org/10.1007/s42243-023-01165-3>

15. Ning Guo, Renjie Chen, Jiyuan Liu, Bingtao Tang, Guangchun Xiao (2024). Plasticity enhancement and sustainable strain hardening mechanism of a novel developed medium Mn steel, Materials Letters, 364, art. no.136388, ISSN 0167-577X, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136388>.

Одержано 12.03.2025

КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ ВИСОКОМАНГАНОВИХ СТАЛЕЙ ЗА ПАРАМАГНЕТНИМ СТАНОМ АУСТЕНИТУ

Вадим Ольшанецкий

д-р техн. наук, професор кафедри фізичного матеріалознавства, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: olshan@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9485-4896

Геннадій Сніжної

д-р техн. наук, професор, професор кафедри інформаційної безпеки та наноелектроніки, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: snow@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0003-1452-0544

Володимир Сажнів

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри машин і технології ливарного виробництва, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: sajhnev@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-2095-4958

Ольга Василенко

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри інформаційної безпеки та наноелектроніки, Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: drvasylenkoolga@gmail.com*, ORCID: 0000-0001-6535-3462

Денис Онищенко

аспірант гр. А-132 Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, *e-mail: denys.onyshchenko@zpu.edu.ua*, ORCID: 0009-0008-4766-7052

Мета роботи. Визначення методик для комплексної оцінки механічних властивостей високоманганових сталей за одним параметром, який є чутливим до впливу зовнішніх факторів, що сприятиме зменшенню витрат на лабораторні дослідження під час відбору найкращих зразків (плавки) сталей для виготовлення критичних до якості виробів відповідального машинобудування.

Методи дослідження. Випробування на розрив проводили на машині УРМ-50, відносно видовження визначали за стандартною методикою. Мікротвердість вимірювали з використанням приладу ПМТЗ при навантаженні 50 г за стандартною методикою. Визначення питомої парамагнетної сприйнятливості χ_0 аустеніту (до механічних випробувань) здійснювали на автоматизованих магнетометричних терезах.

Отримані результати. Виходячи з результатів експериментальних досліджень, встановлено наявність кореляції між механічними властивостями і питомою парамагнетною сприйнятливістю χ_0 аустеніту. Параметр χ_0 є характеристикою атомно-магнетного стану аустеніту і є надчутливою величиною до впливу різно-

манітних зовнішніх факторів. Саме тому запропоновано використовувати питому парамагнетну сприйнятливості χ_0 аустеніту як інтегральну характеристику для визначення впливу різноманітних факторів (хімічний склад, умови виплавлення, деформація, температура тощо) на властивості сталі.

Наукова новизна. Запропоновано й експериментально підтверджено ідею про зв'язок між механічними властивостями аустенітних сталей і попередньо сформованим атомно-магнетним станом аустенітної матриці.

Практична цінність. Визначений кореляційний зв'язок між механічними властивостями високоманганевих сталей і питомою парамагнетною сприйнятливостю χ_0 аустеніту та запропонована матриця відповідності тенденцій обумовлюють можливість експрес-прогнозування та контроль якості сталей без проведення трудомістких механічних випробувань.

Ключові слова: аустеніт, подовження, зносостійкість, мартенсит деформації, парамагнетна сприйнятливості.

Список літератури

1. Physical metallurgy of medium-Mn advanced high-strength steels / Sun, B., Kwiatkowski da Silva, A., Wu Y., et al. // International Materials Reviews. – 2003. – Vol. 68. – no 7. – P. 786–824. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2022.2153220>
2. Details of mining beneficiation equipment made of medium manganese wear-resistant steel. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science / Snizhnoi, H., Sazhnev, V., Snizhnoi, V., Mukhachev, A. – 2024. – 1348, art. no. 012027. DOI: <https://doi.org/10.1088/1755-1315/1348/1/012027>
3. Sazhnev, V. M. The influence of technological parameters on the physical, mechanical and operational properties of wear-resistant austenitic high-manganese steel / Sazhnev, V. M., Snizhnoi, H. // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2023. – Vol. 45. – No 4. – P. 503–522. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.45.04.0503>
4. Roller crushers in iron mining, how does the degradation of Hadfield steel components occur? / Varela, L.B., Tressia, G., Masoumi M. et al. // Engineering Failure Analysis. – 2021. – 122 art. – no. 105295. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2021.105295](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105295).
5. Gürol U. Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel / Gürol U., Kurnaz S. // Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy. – 2020. – Vol. 56. – No 2. – P. 171–182. DOI: <https://doi.org/10.2298/JMMB191111009G>
6. A Review of Key Factors Affecting the Wear Performance of Medium Manganese Steels / Yan J., Zhou M., Wu H. and al. // Metals. – 2023. – Vol. 13. – No 7, art. 1152. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13071152>
7. Torabi, S. A. Investigating the Effect of Manganese Content on the Properties of High Manganese Austenitic Steels / Torabi, S. A., Amini, K., Naseri, M. // International journal of advanced design and manufacturing technology (Int J Advanced Design and Manufacturing Technology). – 2017. – Vol. 10. – no 1. – P. 75–83.
8. Kurylyak, V. V., Khimicheva, G. I. (2017). Zastosuvannya kvalimetrychnykh metod dlya ocinyuvannya yakosty udarno-navantazhenykh materialiv [Application of qualimetric methods for evaluation test of shock-loaded materials. Uspixy fizyky metaliv –// Progress in Physics of Metals. – 2017. – Vol. 18. – no 2. – P. 155–175. DOI: <https://doi.org/10.15407/ufm.18.02.155>
9. Snizhnoi, G. V. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels / Snizhnoi, G. V. Rasshchupkyina, M. S. // Journal of Iron and Steel Research, International. – 2012. – Vol. 19. – no 6. – P. 42–46. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60125-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60125-3)
10. Vasylenko, O. Simulation of ACS for Magnetic Susceptibility Measurements in ECAD Based on Time Domain Functions / Vasylenko, O., Reva, V., Snizhnoi, G. // Proceedings of the Second International Workshop on Computer Modeling and Intelligent Systems, CEUR Workshop Proceedings. – 2019. – 2353. – P. 689–701. DOI: <https://doi.org/10.32782/cm/s/2353-55>.
11. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation / Ol'shanetskii, V. E., Snezhnoi, G. V., Sazhnev, V. N. // Metal science and heat treatment. – 2016. – Vol. 58. – no 5–6. – P. 311–317. DOI: [10.1007/s11041-016-0009-5](https://doi.org/10.1007/s11041-016-0009-5)
12. Comparative interplay of C and Mn on austenite stabilization and low temperature impact toughness of low C medium Mn steels / Ankita Bhattacharya, Sankalp Biswal, Rakesh Kumar Barik et al. // Materials Characterization. – 2024. – 208, art. no. 113658, ISSN 1044-5803, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.113658>.
13. Mehrabi, A. Process Maps for Predicting Austenite Fraction (vol.%) in Medium-Mn Third-Generation Advanced High-Strength Steels / Mehrabi, A., Zurob, H.S., McDermid, J.R. // Materials. – 2024. – 17, 5, art. no. 993. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17050993>
14. Vung Lam Nuam. Role of retained austenite in advanced high-strength steel: ductility and toughness / Vung Lam Nuam, Zhang Hao, Xiong Zhi-ping // Journal of Iron and Steel Research International. – 2024, 31. DOI: <https://doi.org/10.1007/s42243-023-01165-3>
15. Plasticity enhancement and sustainable strain hardening mechanism of a novel developed medium Mn steel / Ning Guo, Renjie Chen, Jiyan Liu et al. // Materials Letters. – 2024. – 364, art. no.136388, ISSN 0167-577X, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136388>.

КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

STRUCTURAL AND FUNCTIONAL MATERIALS

UDK 669.245.018.044:620.193.53

- Sergiy Byelikov Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Transport Technologies, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *belikov@zp.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Vitaliy Kononov Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of parts of Machines and Lifting and Transport Mechanisms, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *kononov1705@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Oleksandr Hlotka Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *glotka-alexander@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Valeriy Vinichenko Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Physical Materials Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *valeryi_v@ukr.net*, ORCID: 0009-0001-7631-9822
- Yuriy Mykhaylov Post-graduate student of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *uramix82@gmail.com*, ORCID: 0009-0006-4930-228X
- Oleksiy Mykhaylov Post-graduate student of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *asmykhaylov@gmail.com*, ORCID: 0009-0001-2471-015X
- Igor Makarov Post-graduate student of the Department of Physical Material Science, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *rogivorakam@gmail.com*, ORCID: 0009-0004-0054-3600
- Andriy Bulka Post-graduate student of the Department of Transport Technologies, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: *avtosi4@i.ua*, ORCID: 0009-0005-8248-3433

INFLUENCE OF THE WORKING ENVIRONMENT ON THE HIGH-TEMPERATURE CORROSION OF GAS TURBINE UNIT PARTS

Purpose The main objective of the work was to study the influence of the working environment on the performance of the ГТК-10I hollow working blades.

Research methods. Microstructure studies were carried out on microsections under a “Neophot-2” microscope and a “Stereoscan” microscope-analyzer. Microhardness was measured with a ПМТ-5 device. Phase composition and lattice periods of the main components were measured on a ДРОН-1 diffractometer in copper $K\alpha$ radiation. The content of chemical elements was measured on a REM-106I scanning electron microscope. Short-term strength tests (GOST 1497-61, GOST 9651-61, GOST 1497-84) were carried out on standard cylindrical samples (diameter of the working part 5 mm, length 25 mm) at temperatures of 200, 800, 900 and 10000 °C on a УМЕ-10ТМ tensile machine. Long-term strength tests (GOST 10145-81) were performed on standard cylindrical samples at temperatures of 800, 900, 10000 °C and corresponding loads of 600, 400, 180 MPa on the АИМА-5-2 machine by uniaxial stretching of samples under constant load. Comparative experimental studies of high-temperature corrosion of alloys were carried out in synthetic ash using a method widely used in the industry. For corrosion tests, standard cylindrical samples (diameter 10 mm, length $l = 12$ mm) were used, on which, after preliminary degreasing, measurement and weighing on an analytical balance with an accuracy of (± 0.0005 g), synthetic ash in an amount of 12 mg / cm^2 was applied to their surface, simulating the combustion products of gas turbine fuel of the following composition, which were placed and kept in a furnace on a platform made of refractory material in an air atmosphere.

Obtained results. Studies of the influence of the working environment on the performance of the ГТК-10I hollow blades. It is shown that the working environment significantly affects the performance of the ГТК-10I hollow blades. It was established that the outer layer of the profile part did not show deep damage due to their removal by a high-speed gas flow. It was established that corrosion damage begins from the beginning of operation and the damaged layer con-

tains sulfides of the TiS and Ti₂S₃ types. It is shown that the short-term strength of the 3MI-3 alloy relative to the initial values (passport data) decreases by approximately 16–20 %. It was established that due to structural changes in the alloy during operation, the time to fracture of the samples under load decreased by approximately 18–22 %. Based on the studies performed, the use of protective coatings is necessary to increase performance.

Scientific novelty. Obtained results make it possible to evaluate the processes that occur during operation on the surface of products and to establish relationships between alloying elements concentration and the corrosion rate.

Practical value. Obtained results allow us to recommend domestic alloys as a substitute for foreign alloys without losing the properties and durability of the products.

Key words: nickel-based superalloys, high-temperature corrosion, phase composition, long-term strength.

Introduction

The structural elements of gas turbine plants (GTP) during operation are usually subject to several types of loads, each of which causes a characteristic type of damage. Thus, the working and guide blades of gas turbine engines and plants are subjected to stresses determined by a complex of static, vibrational and cyclic (in the general case) temperature loads.

For example, the profile part of the working blade of a turbine in a stable operating mode is subjected to static stresses from centrifugal and gas forces, reaching 200 MPa [1–4]. Due to the temperature gradient established in the blade sections, thermal stresses of a static nature arise in the material.

At the same time, the blade material is subject to high-frequency cyclic stresses caused by blade vibration. The level of these stresses is determined by design and operational factors and can be 100 MPa, and the total (equivalent) – 150 MPa [3–5].

Damage caused, respectively, by static, fatigue and thermostatic loads is influenced by the working environment, under the influence of which corrosion processes occur.

The main factors determining the rate of corrosion damage are the corrosive properties of the working environment and the temperature of the gases at the turbine inlet during the operation of the gas turbine engine.

Almost all works devoted to the study of corrosion destruction processes focus on the presence of alkali metal compounds, vanadium, and lead in the fuel [2, 6–8]. The main source of harmful impurities is the fuel used as the working environment. Natural gas, which is used as a fuel for gas turbines, contains sulfur - the main corrosive impurity in the form of hydrogen sulfide and mercaptan compounds in fairly large quantities. For example, the volume content of hydrogen sulfide in natural gas is 1.5 ... 4.5% [9]. If sodium also enters the flow part of the turbine, sodium sulfate is formed, which contributes to the acceleration of blade corrosion.

Purpose

The main purpose of the work was to study the influence of the working environment on the performance of hollow working blades of the ГТК-10I.

Material and research methods

The development of nickel-based foundry heat-

resistant alloys is primarily due to the fact that, in comparison with deformed alloys, they can achieve a greater strengthening effect due to the γ' - phase and carbides, and higher structural stability. Their diversity is associated with the level of operating temperatures and the requirements imposed on the properties of alloys at these temperatures (in particular, long-term strength, corrosion resistance).

An important advantage of materials of this class is also the ability to cast thin-walled cooled blades of complex configuration from them, which are practically impossible to manufacture by forging and stamping methods. The use of cast heat-resistant alloys for GTP blades was largely facilitated by advances in the development of ceramic materials, equipment and machinery that allow castings with cooling channels to be obtained. For stationary gas turbines, heat-resistant corrosion-resistant alloys based on nickel ЕП-539JIM, ЧС-70BI, as well as alloys 3MI-3 and 3MI-3У instead of imported alloys -738 have become widely used. They are used for the manufacture of working blades of gas turbines of the ГТК-10I, ГТК-16 thrusters.

The chemical composition of the studied heat-resistant alloys is given in Table 1.

Table 1 – Chemical composition of the studied casting alloys

Alloy grade	Element content, % by mass														
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	Ni	Re	Ru	Zr	B
3MI-3	0,1	13	5,5	2,9	4,9	1,8	4,5	-	-	-	очн	-	-	-	-
3MI-3У	0,1	13,	5,0	3,4	4,8	0,9	7,3	-	-	-	очн	-	-	-	0,01
ЧС70	0,1	15	10	2,8	4,6	2,0	5,5	0,2	-	-	очн	-	-	0,05	0,02
IN-738	0,1	16,	8,5	3,4	3,4	1,7	2,6	0,9	1,7	-	очн	-	-	0,05	0,01
ЕП-539	0,1	18,	19,	3,0	3,0	4,2	-	-	-	-	очн	-	-	0,05	0,01
ЕI-929	0,1	15	17	4,7	3,5	5,0	-	-	-	-	очн	-	-	0,02	0,03

Microstructure studies were carried out on microsections under a microscope “Neophot-2” and a microscope-analyzer “Stereoscan”. Microhardness was measured with a ПИМТ-5 device. Phase composition and lattice periods of the main components – on a ДРОН-1 diffractometer in copper K α radiation. The content of chemical elements – on a scanning electron microscope REM-106I.

Short-term strength tests (GOST 1497-61, GOST 9651-61, GOST 1497-84) were carried out on standard cylindrical samples (diameter of the working part 5 mm, length 25 mm) at temperatures of 200, 800, 900 and 10000 °C on a YME-10TM brand tensile machine. Long-

term strength tests (GOST 10145-81) were performed on standard cylindrical samples at temperatures of 800, 900, 1000 °C and corresponding loads of 600, 400, 180 MPa on the AIMA-5-2 machine by uniaxial stretching of samples under constant load. The relative elongation of the samples was recorded using mechanical strain gauges. At each load level, 3–5 samples were tested.

To assess the degree of reduction in the strength characteristics of the studied alloys as a result of prolonged thermal action at temperatures of 8500 and 9500 °C with different aging bases of 1000, 3000, 5000 hours, additional tests of samples were performed in accordance with the above-mentioned standards.

Research results and their discussion

The blade blade is subject to prolonged high-temperature action of the gas flow in a complex stressed state. Calculation of temperature fields and stress in the ГТК-10I blade in the “start”, “stop” and “steady state” modes, based on the calculation of the boundary conditions of heat transfer for the blade metal, showed that the maximum temperature stress occurs on the concave side, back, leading edge and at the corresponding points on the surface of the internal cavities of the blade, as well as at the points of connection of the internal jumper. Therefore, special attention was paid to the sections in these places during the research.

Analysis of the surface destruction of the ГТК-10I blades showed that its magnitude and nature depend, first of all, on the operating time, the state of the working environment, dusty air, and the speed of the gas flow.

The following are corrosion studies of ГТК-10I blades (operating time more than 18 thousand hours) made of 3MI-3 alloy without protective coatings. Metallographic studies of the cross-section of the profile part showed that the depth of corrosion damage of the inner surface of the blades prevails over the damage of the outer surface.

Figure 1 shows the average cross-section with diagrams of corrosion damage of the profile part of the blades after industrial operation for more than 15 thousand hours.

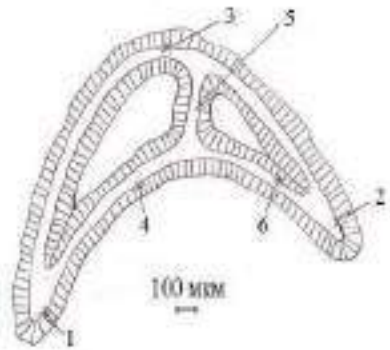


Figure 1. Corrosion damage diagrams:
 1–6 – locations for damage investigation

The structure of corrosion damage of the profile part of the blade feather is shown in Figures 2, 3 and 4. It should be noted that the blades are subject to corrosion damage already in the initial period of operation. For example, the depth of the corrosion damage layer after 9.5 thousand hours. operating time has the size of the layer depth after 15 thousand hours. (Figure 5 and 6).

A series of curves were obtained that characterize the concentration distribution of Ni, Cr, Ti, Al, W, Mo, as well as sulfide of the Ti_2S_3 type (Figures 7 and 8).

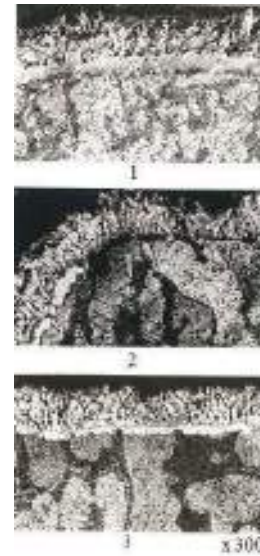


Figure 2. Structure of the profile part of the working blade:
 1–3 – points in Figure 1

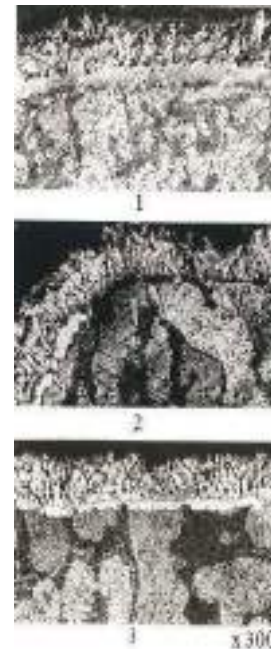


Figure 3. Structure of the profile part of the working blade: 1–3 – points in Figure 1

Analyzing the structure of the corrosion layer and the concentration curves, it is possible, in principle, to

distinguish three main zones. The most porous outer zone is the NiO oxide, in which alloying elements of the alloy with the content of oxides of the Me_2O_3 type, formed on the basis of Cr_2O_3 , are dissolved. The intermediate layer is formed by spinel $Ni(Cr, Al)_2O_4$, includes oxides and alloying elements of the alloy (titanium, cobalt, tungsten, molybdenum, etc.). As inclusions in this layer, apparently, there are small grains (about $3.10 \mu m$), consisting of almost pure nickel. The bottom layer is the thinnest, has an extremely complex composition with sulfide inclusions (for example, TiS and Ti_2S_3 sulfides).

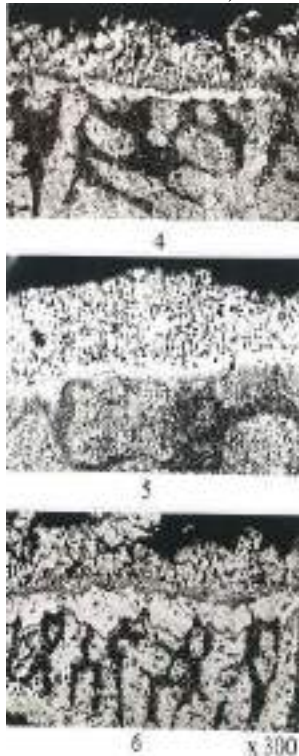


Figure 4. Structure of the profile part of the working blade: 4–6 – points in Figure 1



Figure 5. Structure of the surface layer of the working blade after 9.5 thousand hours of operation:

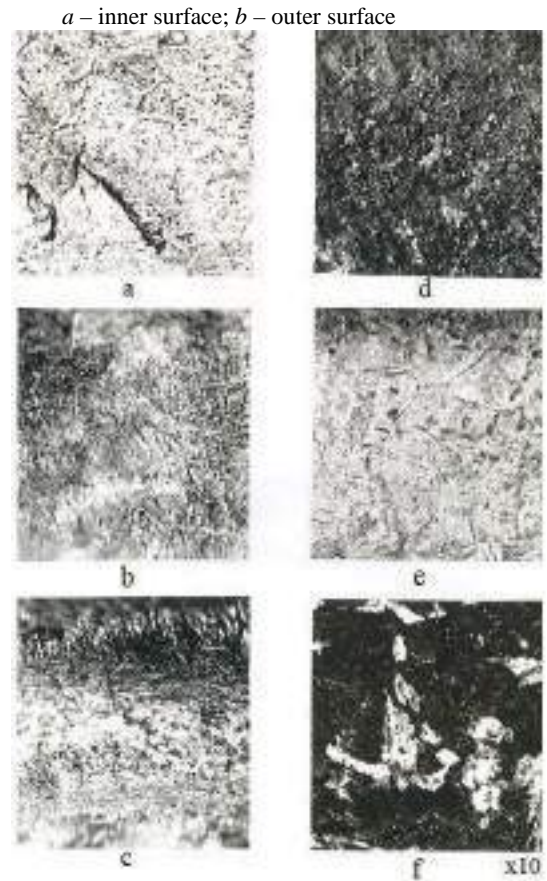


Figure 6 – Surface of samples after testing in molten salts 90 % Na_2SO_4 + 10% NaCl:
 a – X99; b – ЧС-70; c – 3MI-3Y; d – IN-738; e – BT 1-0;
 e – BPH

The results of testing flat cast platinum of heat-resistant alloys and samples of various metals that are the basis or alloying elements for the alloy or protective coating in molten salt 90 % Na_2SO_4 + 10 % NaCl at a temperature of 900 °C for 6 and 24 hours showed that pure chromium (taken as a standard, 100 %) has the greatest resistance to oxysulfide corrosion. Next are promising heat-resistant alloys ЧС-70, or in the original version 3MI-2 (85.7%) and 3MI-3Y (72.4 %), followed by IN – 738 (41.2 %), titanium (26.9 %) and stainless steel 06X18H10T (23.1 %). The lowest resistance was observed in samples of nickel, cobalt, EI-929 (completely dissolved after 24 hours).

The strength properties of the 3MI-3 alloy were studied on samples that were cut from working hollow blades after operation.

Short-term mechanical properties of blade parts at different temperatures from the experimental alloy are shown in Figure 9.

The data presented indicate a decrease in the short-term strength of the 3MI-3 alloy relative to the initial values (passport data) by approximately 16–20 %. The decrease in the strength and yield strength of the alloy is also characteristic of samples cut from the working blades after operation.

Samples cut from the working hollow blades after operation were studied for long-term strength and the results obtained were compared with the passport data of the alloy. According to the test results, it was found that due to structural changes in the alloy during operation, the time to failure of the samples under load decreased by approximately 18–22 %. The test data are shown in Figure 10.

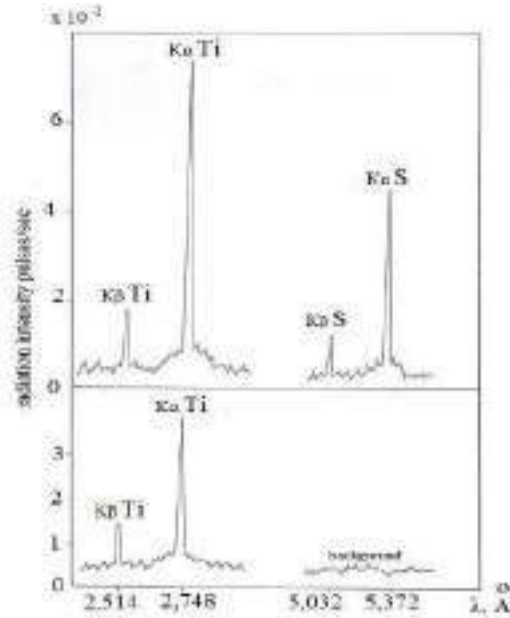


Figure 7. Concentration curves of titanium and sulfur content:
a – surface layer; *b* – alloy base

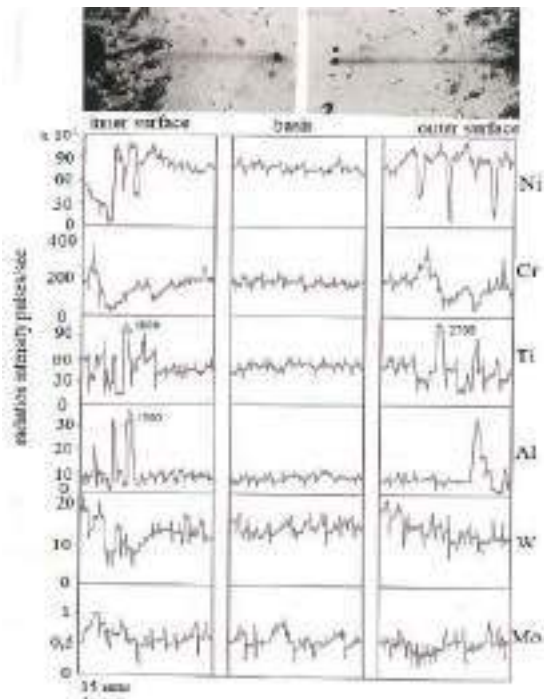


Figure 8. Concentration curves of element distribution in the surface layer of the working blade (alloy 3MI-3)

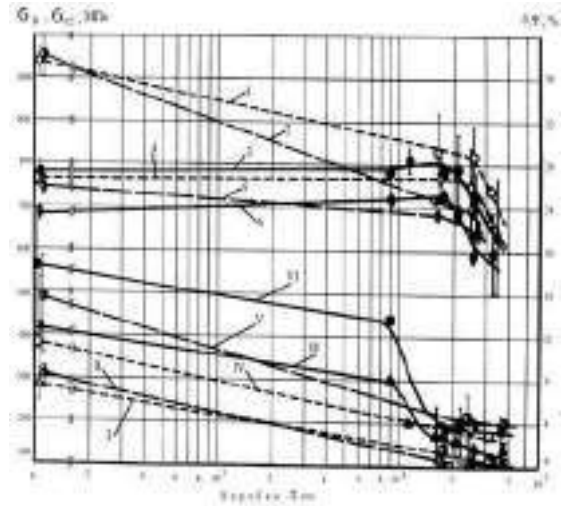


Figure 9. Short-term properties



Figure 10. Sustained mitsnist ($T = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 400 \text{ MPa}$)

Conclusions

1. An investigation was carried out into the flow of the working middle to determine the effectiveness of the working empty blades ГТК-10I. It is shown that the working center essentially contributes to the performance of working empty blades ГТК-10I.

2. It has been established that the outer ball of the profile part has not shown any serious damage due to the impact of the liquid gas flow. It has been established that corrosion damage begins with the beginning of operation and sulfides of the TiS and Ti_2S_3 type are present in the damaged ball.

3. It has been shown that the short-term lifespan of the 3MI-3 alloy at the end of the day (datasheet data) changes by approximately 16–20 %. It was found that as a result of structural changes in the alloy during operation, the hour before the collapse of the cracks under pressure decreased by approximately 18–22 %. To improve efficiency, it is necessary to remove dry coatings.

References

1. Min, P.G., Sidorov, V.V., Vadeev, V.E. et al. (2020). Development of Corrosion and Heat-Resistant Nickel Alloys and their Production Technology with the

Aim of Import Substitution. Power Technol Eng 54, 225–231 <https://doi.org/10.1007/s10749-020-01195-x>

2. R Yonghua, Hu Geng, G Yongxiang. (1989). Characterization of M23C6 carbide precipitated at grain boundaries in a superalloy / R Yonghua, Hu Geng, G Yongxiang. Metallography, 22(1), 47–55. DOI: 10.1016/0026-0800(89)90021-9.

3. Jadv, J., Rajulapati, K.V., Bhanu Sankara Rao, K. et al. (2019). Effects of Strain Rate and Temperature on Tensile Properties, Deformation and Dynamic Strain Ageing Behavior of Ni-Base Superalloy Superni 263. INAE Lett 4, 241–250 <https://doi.org/10.1007/s41403-019-00083-9>

4. Chen, K., Rui, Sy., Wang, F. et al. (2019). Microstructure and homogenization process of as-cast GH4169D alloy for novel turbine disk. Int J Miner Metall Mater 26, 889–900. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1802-0>

5. Biroscia, S. (2019). Crystallographic Orientation Relationship with Geometrically Necessary Dislocation Accumulation During High-Temperature Deformation in RR1000 Nickel-Based Superalloy. Metall Mater Trans A50, 534–539 <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5036-y>

6. Seidel, A., Finaske, T., Straubel, A. et al. (2018). Additive Manufacturing of Powdery Ni-Based Superalloys Mar-M-247 and CM 247 LC in Hybrid Laser Metal Deposition. Metall Mater Trans A 49, 3812–3830. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4777-y>

7. Ritt, P., Lu-Steffes, O., Sakidja, R. et al. (2013). Application of Plasma Spraying as a Precursor in the Synthesis of Oxidation-Resistant Coatings. J Therm Spray Tech 22, 992–1001. <https://doi.org/10.1007/s11666-013-9947-2>

8. Avila-Davila, E.O., Palacios-Pineda, L.M., Canto-Escajadillo, F.O. et al. (2021). Evaluation of Microstructural Deterioration for a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy by X-ray Computed Tomography. J. of Mater Eng and Perform. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05377-6>

9. Liang, T., Wang, L., Liu, Y. et al. (2020). Role of script MC carbides on the tensile behavior of laser-welded fusion zone in DZ125L/IN718 joints at 650 °C. J Mater Sci 55, 13389–13397. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04931-w>

Одержано 17.03.2025

ВПЛИВ РОБОЧОГО СЕРЕДОВИЩА НА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНУ КОРОЗІЙНУ СТІЙКІСТЬ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННОЇ УСТАНОВКИ

- Сергій Беліков д-р техн. наук, професор, професор кафедри транспортних технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: belikov@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-9510-8190
- Віталій Кононов канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри деталей машин і підйомно-транспортних механізмів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: kononov1705@gmail.com, ORCID: 0000-0002-0479-1386
- Олександр Глотка канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: glotka-alexander@ukr.net, ORCID: 0000-0002-3117-2687
- Валерій Вініченко канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: valeryi_v@ukr.net, ORCID: 0009-0001-7631-9822
- Юрій Михайлов аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: uramix82@gmail.com, ORCID: 0009-0006-4930-228X
- Олексій Михайлов аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: asmykhaylov@gmail.com, ORCID: 0009-0001-2471-015X
- Ігор Макаров аспірант кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: rogivorakam@gmail.com, ORCID: 0009-0004-0054-3600
- Андрій Булка аспірант кафедри транспортних технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: avtosi4@i.ua, ORCID: 0009-0005-8248-3433

Мета роботи. Дослідження впливу робочого середовища на працездатність робочих порожнистих лопаток ГТК-101.

Методи дослідження. Дослідження мікроструктури проводилися на мікросліфах під мікроскопом «Неофот-2» і мікроскопом-аналізатором «Стереоскан». Мікротвердість вимірювали приладом ПМТ-5. Фазовий склад і періоди ґрат основних складових – на дифрактометрі ДРОН-1 в мідному $K\alpha$ -випромінюванні. Вміст хімічних елементів – на растровому електронному мікроскопі РЕМ-1061. Випробування на короточасну міцність (ГОСТ 1497-61, ГОСТ 9651-61, ГОСТ 1497-84) проводили на стандартних циліндричних зразках (діаметр робочої частини 5мм, довжина 25мм) при температурах 200, 800, 900 і 1000 °С на розривній машині марки УМЭ-10ТМ. Випробування на тривалу міцність (ГОСТ 10145-81) проводили на стандартних циліндричних зразках при температурах 800, 900, 1000 °С і відповідних навантаженнях 600, 400, 180 МПа на машині АИМА-5-2 шляхом одночасного розтягування зразків при постійному навантаженні. Порівняльні експериментальні дослідження високотемпературної корозії сплавів проводилися в синтетичній золі за методикою, яка широко застосовується в галузі. Для корозійних випробувань використовувалися стандартні циліндричні зразки (діаметр 10 мм, довжина $l = 12$ мм), на які після попереднього знежирення, вимірювання і зважування на аналітичних вагах з точністю ($\pm 0,0005$ г), наносилася на їх поверхню синтетична зола в кількості $12 \text{ мг} / \text{см}^2$, що імітує продукти згоряння газотурбінного палива, які розміщувалися і витримувалися в печі на платформі з вогнетривкого матеріалу в повітряній атмосфері.

Отриманні результати. Проведено дослідження впливу робочого середовища на працездатність робочих порожнистих лопаток ГТК-101. Показано, що робоче середовище суттєво впливає на працездатність робочих порожнистих лопаток ГТК-101. Встановлено, що зовнішній шар профільної частини не показав глибоких пошкоджень за рахунок їх винесення швидкісним газовим потоком. Встановлено, що корозійні пошкодження починаються з початку експлуатації та в пошкодженню шару містяться сульфіди типу TiS та Ti_2S_3 . Показано, що короточасна міцність сплаву ЗМІ-3 відносно початкових значень (паспортні дані) зменшується приблизно на 16–20 %. Встановлено, що внаслідок структурних змін у сплаві при експлуатації, час до руйнування зразків під навантаженням знизився приблизно 18–22 %. Для підвищення працездатності необхідно використання захисних покриттів.

Наукова новизна. Отримані результати дають змогу оцінити процеси, що проходять під час експлуатації на поверхні виробів та встановити залежності між легуючими елементами та швидкістю корозії.

Практична цінність. Отримані результати дозволяють рекомендувати вітчизняні сплави, як заміника закордонного сплаву без втрати властивостей та довговічності експлуатації виробів.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, високотемпературна корозія, фазовий склад, довготривала міцність.

Список літератури

1. Min, P.G. Development of Corrosion and Heat-Resistant Nickel Alloys and their Production Technology with the Aim of Import Substitution / Min, P.G., Sidorov, V.V., Vadeev, V.E. // Power Technol Eng. – 2020. – N 54. – P. 225–231. doi: 10.1007/s10749-020-01195-x.

2. R Yonghua Characterization of M23C6 carbide precipitated at grain boundaries in a superalloy / R Yonghua, Hu Geng, G Yongxiang // Metallography. – 1989. – №22(1). – P. 47–55. DOI: 10.1016/0026-0800(89)90021-9.

3. Effects of Strain Rate and Temperature on Tensile Properties, Deformation and Dynamic Strain Ageing Behavior of Ni-Base Superalloy Superni 263 / Jadav, J., Rajulapati, K.V., Bhanu Sankara Rao, K. et al. // INAE Lett. – 2019. – N 4. – P. 241–250. <https://doi.org/10.1007/s41403-019-00083-9>

4. Microstructure and homogenization process of as-cast GH4169D alloy for novel turbine disk / Chen, K., Rui, Sy., Wang, F. et al. // Int J Miner Metall Mater. – 2019. – N 26. – P. 889–900. <https://doi.org/10.1007/s12613-019-1802-0>

5. Biroasca, S. Crystallographic Orientation Relationship with Geometrically Necessary Dislocation Accumu-

lation During High-Temperature Deformation in RR1000 Nickel-Based Superalloy / Biroasca, S. // Metall Mater Trans. – 2019. – A 50. – P. 534–539. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5036-y>

6. Additive Manufacturing of Powdery Ni-Based Superalloys Mar-M-247 and CM 247 LC in Hybrid Laser Metal Deposition / Seidel, A., Finaske, T., Straubel, A. et al. // Metall Mater Trans. – 2018. – A 49. – P. 3812–3830. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4777-y>

7. Application of Plasma Spraying as a Precursor in the Synthesis of Oxidation-Resistant Coatings / Ritt, P., Lu-Steffes, O., Sakidja, R. et al. // J Therm Spray Tech. – 2013. – N 22. – P. 992–1001. <https://doi.org/10.1007/s11666-013-9947-2>

8. Evaluation of Microstructural Deterioration for a Directionally Solidified Ni-Based Superalloy by X-ray Computed Tomography / Avila-Davila, E.O., Palacios-Pineda, L.M., Canto-Escajadillo, F.O. et al. // J. of Mater Eng and Perform. – 2021. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05377-6>

9. Role of script MC carbides on the tensile behavior of laser-welded fusion zone in DZ125L/IN718 joints at 650 °C / Liang, T., Wang, L., Liu, Y. et al. // J Mater Sci. – 2020. – N 55. – P. 13389–13397. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04931-w>.

ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

TECHNOLOGIES OF OBTAINING AND PROCESSING OF CONSTRUCTION MATERIALS

УДК 621.941.08

- Павло Тришин д-р філософії, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: trishin@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-3301-5124
- Олена Козлова канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: kozlova@zpu.edu.ua*, ORCID: 0000-0002-3478-5913
- Наталя Гончар канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: gonchar.zntu@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-6040-0394
- Іван Гембель аспірант кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: gembivan@zpu.edu.ua*, ORCID: 0009-0005-8442-5288

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПОКРИТТЯ РІЗАЛЬНОЇ ЧАСТИНИ РІЗЦЯ НА ВІБРАЦІЇ ПРИ ТОЧІННІ

Мета роботи. Дослідження впливу покриття різальної частини різця на вібрації при точінні.

Методи дослідження. Дослідження проводили експериментальним методом, при якому записували осцилограми коливань різальної крайки різця-осцилятора. Аналітичним методом досліджували осцилограми, на яких виміряли параметри коливальної системи різця-осцилятора, що характеризують закон руху різальної крайки при автоколиваннях.

Отримані результати. Підтверджено, що при застосуванні покриття різальної частини різця зменшується коефіцієнт тертя в зоні контакту інструмент-деталь. Це призводить до зміни умов стружкотворення і відображається зменшенням коефіцієнта усадки стружки в 1,14...1,28 рази. Аналіз осцилограм коливання ріжучої крайки різця-осцилятора показав, що застосування покриття майже не змінювало статичне відхилення. В той час амплітуда коливань зменшувалась в 1,1...1,4 рази. Зміна коливання ріжучої крайки відобразилась на вібраційному малюнку обробленої поверхні. При використанні ріжучої пластинки з покриттям шорсткість поверхні знижувалась в 1,05...1,18 рази.

Наукова новизна. Отримані результати підтверджують вплив фрикційного ефекту на збудження і підтримання автоколивань Але враховуючи невелику величину зміни інтенсивності коливань при суттєвій зміні умов тертя можна зробити висновок, що вплив фрикційного ефекту в порівнянні з регенеративним ефектом або впливом коливання миттєвої швидкості різання набагато менший.

Практична цінність. Отримані результати доводять вплив умов тертя в зоні контакту інструмент-деталь на інтенсивність автоколивань при точінні і надають можливість призначати покриття ріжучої частини інструменти для зменшення вібрацій.

Ключові слова: автоколивання, різець-осцилятор, осцилограма, покриття, коефіцієнт тертя.

Вступ

Вібрації при точінні суттєво знижують як точність, якість обробленої поверхні, так і стійкість різального інструмента. Тому при точінні прагнуть забезпечувати умови вібростійкості процесу різання та не допускати виникнення надмірних коливань системи верстат-присосовування-інструмент-деталь [1]. При то-

чінні виникають всі види вібрацій, але найбільш негативний вплив мають автоколивання (АК) [2]. До основних джерел збудження вібрацій належать генеративний, фрикційний ефект, коливання миттєвої швидкості різання, координатний зв'язок. Основною характеристикою інтенсивності АК є амплітуда. Регенеративний ефект та координатний зв'язок добре досліджені [3, 4, 5].

А от про розмір частки впливу сил тертя в зоні контакту інструмент-деталь в загальній дії змішаних сил при збудженні АК дослідники мають суперечливі думки.

Більшість існуючих досліджень зони контакту інструмент-деталь направлені на дослідження стійкості і зношування інструменту [6]. Зону контакту заготовки та різця розглядають під час різання за умови схоплювання (адгезії) [6, 7]. Сили тертя, що виникають під час різання, суттєво залежать від площі контакту, яка при вібраціях може суттєво змінюватись. В той же час збільшення амплітуди коливань може мати різний вплив як на умови стружкотворення, так і на стійкість інструменту. Велика амплітуда коливань може приводити до різкого зниження стійкості інструмента [8] через циклічне навантаження. При цьому виникає втомне руйнування ділянок різальної частини інструмента, що перебувають у контакті із заготовкою та стружкою [1]. В той же час збільшення амплітуди коливань, що виникають при різанні, можуть приводити до полегшення пластичної деформації, зменшенню коефіцієнта тертя по передній і задній поверхнях інструмента, до зменшення адгезійних явищ внаслідок кращого проникнення повітря і змащувально-охолоджувального технологічного середовища у зону контакту [1]. Це поліпшує відвід стружки, знижує сили різання та зменшує інтенсивність зношування інструмента [9]. На саму інтенсивність коливань впливають багато чинників: режими різання, геометрія інструмента, використання демпферів, параметри пружної системи інструменту (деталі) та інші параметри [2, 10].

Фізико-механічні властивості покриття різця, які суттєво відрізняються від властивостей інструментального матеріалу, можуть змінювати основні характеристики процесу різання, умови стружкотворення та збудження коливань.

Аналіз досліджень та публікацій

На динамку процесу різання впливають багато параметрів: швидкість різання, подача інструменту (заготовки), геометрія інструменту, матеріал ріжучої частини інструменту, матеріал оброблюваної заготовки, коефіцієнт тертя між деталлю і інструментом. Застосування покриттів різців може сприяти зниженню тертя в зонах фрикційного контакту на передній і задній поверхнях різця і зменшувати фрикційне джерело коливань [6].

В роботі [11] використовували різальну пластину, покриту нітридом титану та оксидом алюмінію, для дослідження впливу частоти обертання заготовки на вихідні показники процесу точіння в умовах вібрацій деталей з дюралюмінієвого сплаву Д16Т та сталі 40Х. Але порівняння інтенсивності вібрацій при точінні інструментом з покриттям та без не проводилося. У дослідженні [12] порівнюються звичайне точіння та точіння з ультразвуковою вібрацією під час обробки загартованої сталі AISI 52100 (62 HRC) твердосплавним інструментом TiAlSiN з покриттям PVD. Встановлено, що точіння з вібраціями інструментом з покриттям

знизило зношування інструменту, продовживши термін його служби, але аналіз інтенсивності вібрацій не наведено.

В роботі [13] розглянуто особливості процесу обробки загартованих сталей твердосплавним інструментом з та без покриття на основі титану. Встановлено, що використання інструменту з покриттям характеризується на 15...20 % меншою величиною складових сил різання. При швидкісній обробці в умовах динамічних ударних навантажень інструменти з покриттям зберігали працездатність більший час. При дослідженні [14] процесу фрезерування загартованої сталі інструменти з покриттями TiSiN та TiAlN показали вищу якість поверхні порівняно з інструментами без покриттів. Це сприяло підвищенню ефективності та економічності доцільності виробничих процесів. У дослідженні [15] було зазначено, що покриття AlTiCrN продемонструвало низьку шорсткість обробленої поверхні до 0,19 мкм, коефіцієнт тертя до 0,35 мкм, високу міцність зчеплення до 110 Н та максимальну робочу температуру до 1150 °С. Дослідженнями [16] встановлено, що зниження зношення задньої поверхні інструментів покритих TiAlSiVN проти непокритих інструментів становило 67...85 %. При дослідженні процесу точіння в роботі [17] на ріжучі інструменти з твердого сплаву були нанесені покриття, що склалися з AlCrN, AlCrN/TiSiN та AlTiN. Встановлено, що інструмент з покриттям AlTiN запобігав поверхневій корозії і створював вищі розтягуючі залишкові напруги. А обробка інструментом з покриттям AlCrN призвела до більшої сприйнятливості корозії. На обробленій поверхні інструментом з покриттям AlCrN утворювалася товща оксидна плівка.

За відсутністю достатньої кількості робіт про вплив умов тертя в зоні контакту інструмент-деталь на динаміку процесу різання при точінні, дослідження цього впливу є актуальною задачею.

Мета роботи

Метою роботи було дослідження впливу покриття різальної частини різця на вібрації при точінні.

Матеріал і методика досліджень

Для дослідження впливу покриття різця на інтенсивність АК при точінні були використані ріжучі пластинки з твердого сплаву BK8 ($\alpha = 10^\circ$, $\gamma = 0^\circ$, $r = 0,4\text{мм}$) без покриття та з покриттям нітридом титану (TiN). Для кожного експерименту використовували гострозаточену ріжучу пластинку, площа зношення по задній поверхні була відсутня ($h_2 = \leq 0,1\text{мм}$). Заготовки використовували діаметром 100...150 мм та довжиною 100 мм зі сталі 45. Режими різання змінювали в широкому діапазоні: швидкість різання v від 100 до 250 м/хв; глибина різання t від 0,5 до 2 мм, подача інструменту S від 0,05 до 0,5 мм/об.

В якості інструменту був використано різець-осцилятор з однією ступеню свободи по осі x – різець-осцилятор X [18]. Різець-осцилятор X конструктивно

забезпечував коливання в напрямку зміни реальної товщини зрізу. Тому збудження АК відбувалось в умовах дії двох джерел: регенеративного та фрикційного ефекту.

Також був використаний різець-осцилятор з однією ступенню свободи по осі z – різець-осцилятор Z . Різець-осцилятор Z конструктивно забезпечував коливання в напрямку швидкості різання. Тому точіння відбувалось «по чистому» без вібраційної хвилі на поверхні різання. Збудження АК відбувалось в умовах дії двох джерел: коливання миттєвої швидкості різання та фрикційного ефекту.

Для встановлення різця-осцилятора в різцетримачі токарного верстата використовувався спеціальний пристрій [18], який давав змогу змінювати виліт L від 80 до 125 мм та прикладати додаткову масу m_0 від 0 г до 344 г. На корпусі пристрою були встановлені датчики переміщень XS4-P12AB110, які вимірювали коливання ріжучої крайки при точінні по осі x та z (рис. 1). Аналоговий сигнал від датчиків через аналогово-цифровий перетворювач передавався на персональний комп'ютер та записувався у вигляді осцилограм. Запис осцилограм здійснювався за допомогою програми LGraph2, а їх аналіз – PowerGraph 3.3.



Рисунок 1. Робоче місце для дослідження вібрацій

Результати досліджень та обговорення

Результати дослідження впливу покриття TiN на інтенсивність АК при точінні різцем-осцилятором X наведено в таблиці 1, 2. При дослідженні вібрацій по осцилограмам було виміряно значення амплітуди коливань A_x та статичного відхилення B_x ріжучої крайки в залежності від швидкості різання v . Вони показали, що амплітуда коливань знижувалась при використанні покриття в середньому на 1,1...1,3 рази (рис. 2, 3). При цьому зменшення статичного відхилення різця для різних швидкостей різання становило 1,08...1,18 рази.

Таблиця 1 – Результати дослідження вібрації при точінні ріжучою пластинкою без покриття різцем-осцилятором X ($L=100$ мм, $m_0=0$ г, $t=1$ мм, $S=0,2$ мм/об)

v , м/хв	B_x , мм	A_x , мм
100	0,246...0,273	0,043...0,056
150	0,253...0,223	0,06...0,07
200	0,183...0,223	0,085...0,09
250	0,183...0,213	0,09...0,105

Таблиця 2 – Результати дослідження вібрації при точінні ріжучою пластинкою з покриттям TiN покриття різцем-осцилятором X ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

v , м/хв	B_x , мм	A_x , мм
100	0,226...0,243	0,033...0,045
150	0,213...0,2	0,045...0,056
200	0,193...0,223	0,067...0,075
250	0,193...0,2	0,085...0,093

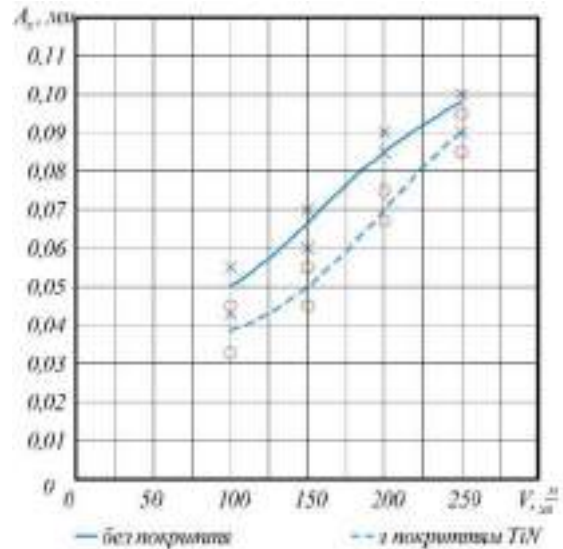


Рисунок 2. Вплив покриття ріжучої пластинки на амплітуду АК при точінні покриття різцем-осцилятором X ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

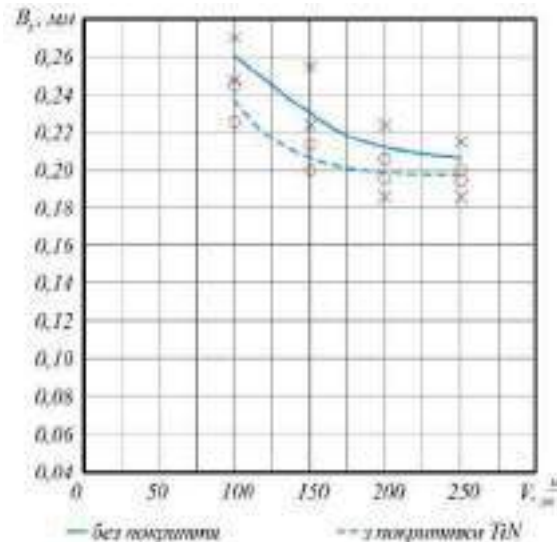


Рисунок 3. Вплив покриття ріжучої пластинки на статичне відхилення ріжучої крайки при точінні покриття різцем-осцилятором X ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

Зміна інтенсивності АК при використанні ріжучих пластинок з покриттям відобразилась на вібраційному малюнку обробленої поверхні (рис. 4, 5) та її шорсткості (таблиця 3). При використанні ріжучої пластинки з покриттям шорсткість поверхні знижувалась в

1,05...1,17 рази, це відобразилось на вібраційному малюнку обробленої поверхні. Також порівнюючи рис. 4 та рис. 5 видно, що зі збільшенням швидкості різання збільшилась довжина хвилі на вібраційному малюнку обробленої поверхні.

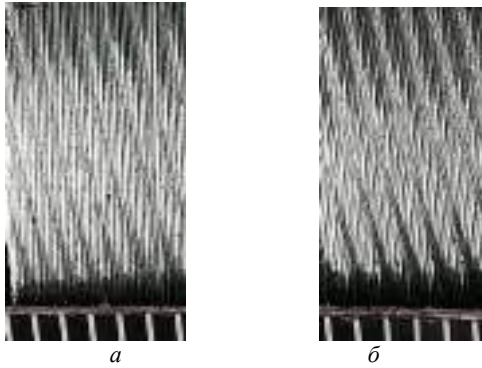


Рисунок 4. Оброблена поверхня після точіння різцем-осцилятором X: а – $v = 150$ м/хв, без покриття; б – $v = 150$ м/хв, з покриттям

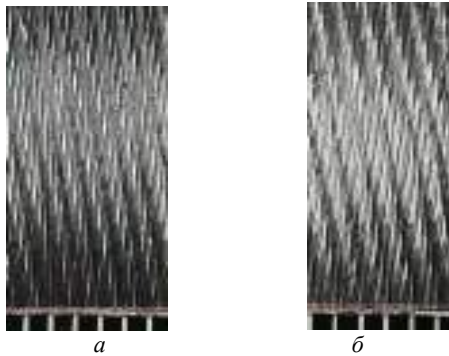


Рисунок 5. Оброблена поверхня після точіння різцем-осцилятором X: а – $v = 200$ м/хв, без покриття; б – $v = 200$ м/хв, з покриттям

Зменшення коефіцієнту тертя за рахунок покриття ріжучої пластинки змінило умови стружкотворення та форму стружки. На отриманій стружці при точінні ріжучими пластинками з покриттям та без було виміряно потовщення K_a та розширення K_b (таблиця 4).

При точінні різцем-осцилятором X з покриттям та без була отримана стружка різної форми (таблиця 3). Результати виміру стружки показали, що коефіцієнт розширення при використанні покриття був меншим в 1,14...1,28 рази, в той час як коефіцієнт потовщення майже не змінювався.

Таблиця 3 – Результати дослідження впливу покриття ріжучої пластинки на шорсткість обробленої поверхні при точінні різцем-осцилятором X ($L = 100$ мм, $m_d = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

v , м/хв	Шорсткість R_a , мкм	
	Без покриття	З покриттям TiN
100	3,68...4,02	3,13...3,61
150	3,91...4,33	3,35...3,91
200	4,01...4,94	3,51...4,11
250	4,98...5,56	4,48...4,9

Таблиця 4 – Результати дослідження впливу покриття ріжучої пластинки на вигляд стружки при точінні різцем-осцилятором X ($L = 100$ мм, $m_d = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

	Без покриття	З покриттям TiN
100	 $K_b=1,8...1,9$; $K_a=4,5...5$	 $K_b=1,4...1,5$; $K_a=4,5...5$
150	 $K_b=1,8...1,9$; $K_a=4,5...4,75$	 $K_b=1,4...1,5$; $K_a=4,5...4,75$
200	 $K_b=1,6...1,7$; $K_a=4,5...4,75$	 $K_b=1,4...1,5$; $K_a=4,5...4,75$

Результати експериментів для різця-осцилятора Z показали аналогічні результати, як і для різця-осцилятора X (таблиця 5, 6). На рис. 6 показано осцилограма коливання ріжучої крайки для різця-осцилятора Z з покриттям (зелена осцилограма) накладена по лінії положення статичної рівноваги (ПСР) на осцилограму, отриману точінням без покриття (синя осцилограма). Візуально видно, що інтенсивність коливань для різця з покриттям менша. Також при застосуванні покриття зменшилося статичне відхилення ріжучої крайки B_z , це призвело для зміщення ПСР, но так як дві осцилограми вирівняні по ПСР, то зміщення видно між положеннями початкової рівноваги (ППР). Зменшення статичного відхилення в середньому було в 1,05...1,15 рази. Аналіз замірів амплітуди A_z коливань показав, що при застосуванні покриття вона знизилася в 1,1...1,4 рази.

Результати дослідження вібраційного малюнку обробленої поверхні наведені на рис. 7, 8.

Результати аналізу шорсткості обробленої поверхні при точінні різцем-осцилятором Z з покриттям та без показали, що вона майже не змінювалось. Це пов'язано з несуттєвою зміною амплітуди коливань та з тим, що ці коливання відбуваються перпендикулярно вісі обертання деталі.

При точінні різцем-осцилятором Z з покриттям та без була отримана стружка різної форми (таблиця 7). Результати виміру стружки показали, що коефіцієнт розширення при використанні покриття був меншим в 1,2...1,28 рази, в той час як коефіцієнт потовщення майже не змінювався.

Таблиця 5 – Результати дослідження вібрації при точінні різцем-осцилятором Z ріжучою пластиною без покриття ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

v , м/хв	B_z , мм	A_z , мм
50	0,24...0,246	0,038...0,046
100	0,2...0,21	0,076...0,095
150	0,19...0,195	0,051...0,065

Таблиця 6 – Результати дослідження вібрації при точінні різцем-осцилятором Z ріжучою пластиною з покриттям TiN ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

v , м/хв	B_z , мм	A_z , мм
50	0,21...0,22	0,025...0,033
100	0,183...0,19	0,073...0,083
150	0,18...0,186	0,048...0,053

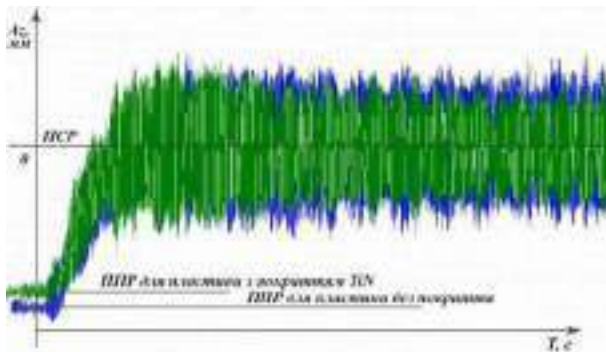


Рисунок 6. Накладення вібрацій отриманих точінням ріжучою пластинкою з покриттям (зелена осцилограма) на вібрації при точінні без покриття (синя осцилограма) по ПСР сталі 45 для різця-осцилятора Z ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

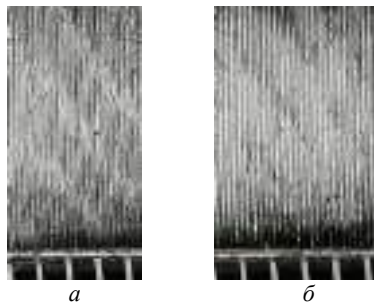


Рисунок 7. Оброблена поверхня після точіння різцем-осцилятором Z ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об) сталі 45: а – $v = 100$ м/хв, без покриття
 б – $v = 100$ м/хв, з покриттям

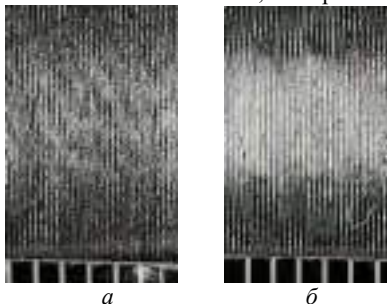


Рисунок 8. Оброблена поверхня після точіння різцем-осцилятором Z ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об) сталі 45: а – $v = 50$ м/хв, без покриття; б – $v = 50$ м/хв, з покриттям

Таблиця 7 – Результати дослідження впливу покриття ріжучої пластинки на вигляд стружки при точінні різцем-осцилятором Z ($L = 100$ мм, $m_0 = 0$ г, $t = 1$ мм, $S = 0,2$ мм/об)

v , м/хв	Без покриття	З покриттям TiN
50	 $K_b = 1,8...1,9$; $K_a = 4,5...4,75$	 $K_b = 1,5...1,55$; $K_a = 4...4,5$
100	 $K_b = 1,8...1,9$; $K_a = 4...4,5$	 $K_b = 1,4...1,5$; $K_a = 4...4,5$

Висновки

Результатами дослідження підтверджено, що при застосуванні покриття ріжучої крайки зменшується коефіцієнт тертя в зоні контакту інструмент-деталь. Це призводить до зміни умов стружкотворення і відображається зменшенням коефіцієнта усадки стружки в 1,14...1,28 рази.

Аналіз осцилограм коливання ріжучої крайки різця-осцилятора показав, що амплітуда коливань зменшувалась в 1,1...1,4 рази. При цьому зменшення статичного відхилення різця для різних швидкостей різання становило 1,08...1,18 рази.

Зміна коливання ріжучої крайки відобразилась на вібраційному малюнку обробленої поверхні. При використанні ріжучої пластинки з покриттям шорсткість поверхні знижувалась в 1,05...1,17 рази.

Отримані результати підтверджують вплив фрикційного ефекту в збудження і підтримання автоколивань. Але враховуючи величину зміни інтенсивності коливань при суттєвій зміні умов тертя можна зробити висновок, що вплив фрикційного ефекту в порівнянні з регенеративним ефектом або впливом коливання миттєвої швидкості різання набагато менший.

Список літератури

1. Основи теорії різання матеріалів : підручник [для вищ. навч. закладів] / М. П. Мазур, Ю. М. Внуков, В. Л. Добросок та ін.; під заг. ред. М.П. Мазура. – 2-е вид. перероб. і доп. – Львів : Новийсвіт-2000, 2011. – 422 с.
2. Новіцький М. Особливості використання демпферів коливань в конструкції вібростійкого металорізального інструменту / М. Новіцький, А. Сліпчук // Матеріали I Міжнародної науково-технічної конференції «Прикладна механіка», 6–7 червня 2024 р. – Т. : ТНТУ, 2024. – С. 52–55. – (Сучасні технології машинобудування).

3. Tobias S. A. Theory of regenerative machine tool chatter / S. A. Tobias, W. Fishwick // *The engineer*. – 1958. – 205(7). – P. 199–203. <https://doi.org/10.1115/1.4012609>.
4. Tlustý J. The Stability of Machine Tools against Self Excited Vibrations in Machining / J. Tlustý, M. Polacek // *International research in production engineering, ASME*. – 1963. – P. 465–474.
5. Schmitz T. L. *Machining dynamics* / T. L. Schmitz, K. S. Smith, Springer. – 2019. – 382 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-93707-61>.
6. Внуков Ю. М. Зношування і стійкість різальних лезових інструментів : навчальний посібник / Ю. М. Внуков, В. О. Залога. – 2-ге вид., стер. – Суми : Сумський державний університет, 2024. – 273 с.
7. Тарельник В. Б. Підвищення стійкості різального інструменту технологічними методами навчальний посібник (стереотипне видання) / В. Б. Тарельник, Є. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковський. – Університетська книга Суми, 2023. – 192 с.
8. Пуховський, Є. С. Вплив вібрацій на стійкість багатолезового інструменту / Є. С. Пуховський // *Технічна інженерія*. – 2022. – 2 (90), – С. 44–51.
9. Омелянов О. М. Перспективи застосування вібрації при різанні матеріалів / Омелянов О. М., Полевода Ю. А., Замрій М. А. // *Вібрації в техніці та технологіях*, – 2021. – № 1 (100). – С. 100–110.
10. Pukhovskyy Y. S. Elimination of vibrations during multi-blade processing / Y. S. Pukhovskyy // *Bulletin of Sumy National Agrarian University. The series: Mechanization and Automation of Production Processes*. – 2021. – 4 (46). – С. 42–49.
11. Залога В. О. Методологічні основи підвищення ефективності оброблення деталей шляхом керування динамікою процесу високошвидкісного точіння з високими частотами обертання шпинделя : монографія / В. О. Залога, Ю. В. Шаповал. – Суми : Сумський державний університет, 2024. – 143 с.
12. Investigation of conventional and ultrasonic vibration-assisted turning of hardened steel using a coated carbide tool / G. S. Ghule, S. Sanap, S. Chinchankar et al. // *Frontiers in Mechanical Engineering*. – 2024. – 10. – 1391315. <https://doi.org/10.3389/fmech.2024.1391315>
13. Силкові особливості обробки загартованої сталі інструментами, оснащеними PсBN груп ВН, ВL / С. А. Клименко, А. С. Манохін, А. О. Чумак та ін. // *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія: Технології в машинобудуванні. – 2024. – 1 (9). – С. 13–18.
14. Коваленко, Я. П. Фінішне оброблення загартованої сталі при торцевому фрезеруванні інструментом із ПКНБ без покриттів та з покриттями TiSiN і TiAlN. / Я. П. Коваленко, П. П. Мельничук // *Технічна інженерія*. – 2024. – 2 (94). – С. 32–37.
15. Sonawane G. D. Correlating the Characterization and Machining Performance of Advanced PVD Coatings for Dry Turning / G. D. Sonawane, R. Bachhav, A. Barnwal // *JOM*. – 2024. – 76(1), – P. 313–326. <https://doi.org/10.1007/s11837-023-05991-4>.
16. Influence of V concentration in TiAlSiVN coating on self-lubrication, friction and tool wear during two-pass dry turning of austenitic steel 316 L / C. S. Kumar, G. Urbikain, F. Fernandes et al. // *Tribology International*. – 2024. – 193, 109355. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2024.109355>.
17. Locks, E. Investigating the Impact of Physical Vapor Deposition (PVD)-Coated Cutting Tools on Stress Corrosion Cracking Susceptibility in Turning Super Duplex Stainless Steel / E. Locks, Q. He, J. M. DePaiva et al. // *Coatings*. – 2024. – 14(3), 290. <https://doi.org/10.3390/coatings14030290>.
18. Cutter-Oscillator with Single-Degree-of-Freedom for the Study of Cutting Vibrations / Y. Vnukov, P. Tryshyn, O. Kozlova, S. Dyadya // *Strojnický časopis - Journal of Mechanical Engineering*. – 2024. – 74(1). – P. 169–180. <https://doi.org/10.2478/scjme-2024-0017>.

Одержано 11.03.2025

RESEARCH ON THE INFLUENCE OF THE COATING OF THE CUTTING PART OF THE CUTTER ON VIBRATION DURING TURNING

Pavlo Tryshyn	Ph. D., Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: trishin@zp.edu.ua</i> , ORCID: 0000-0002-3301-5124
Olena Kozlova	Ph. D., Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: kozlova@zp.edu.ua</i> , ORCID: 0000-0002-3478-5913
Natalia Honchar	Ph. D., Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: gonchar.zntu@gmail.com</i> , ORCID: 0000-0002-6040-0394
Ivan Hembel	Post-graduate student, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, <i>e-mail: gembivan@zp.edu.ua</i> , ORCID: 0009-0005-8442-5288

Purpose. The aim of the work was to investigate the influence of the coating of the cutting part of the cutter on vibrations during turning.

Research methods. The research was conducted by an experimental method, in which oscillograms of oscillations of the cutting edge of the cutter-oscillator were recorded. The analytical method was used to study the oscillograms on which the parameters of the oscillatory system of the cutter-oscillator were measured, which characterize the law of motion of the cutting edge during self-oscillations.

Results. The results of the study confirmed that when applying a coating to the cutting part of the cutter, the friction coefficient in the tool-part contact zone decreases. This leads to a change in the chip formation conditions and is reflected in a decrease in the chip shrinkage coefficient by 1.2...1.35 times. Analysis of the oscillograms of the oscillation of the cutting edge of the cutter-oscillator showed that the application of the coating almost did not change the static deviation. At the same time, the amplitude of the oscillations decreased by 1.1...1.3 times. The change in the oscillation of the cutting edge was reflected in the vibration pattern of the machined surface. When using a cutting insert with a coating, the surface roughness decreased by 1.05...1.17 times.

Scientific novelty. The obtained results confirm the influence of the friction effect on the excitation and maintenance of self-oscillations. However, taking into account the small magnitude of the change in the intensity of oscillations with a significant change in friction conditions, it can be concluded that the influence of the friction effect is much smaller compared to the regenerative effect.

Practical value. The obtained results prove the influence of friction conditions in the tool-part contact zone on the intensity of self-oscillations during turning and provide an opportunity to choose the coating of the cutting part of the tool to reduce vibrations.

Key words: self-oscillation, cutter-oscillator, oscillogram, coating, friction coefficient.

References

1. Mazur, M.P. (2011). *Osnovy teorii rizannia materialiv : pidruchnyk*. Novyisvit-2000.
2. Novitskyi, M., Slipchuk, A. (2024). Osoblyvosti vykorystannia dempferiv kolyvan v konstruktsii vibrostiikoho meta-lorizalnoho instrumentu. *Materialy I Mizhnarodnoi naukovo-tekhnichnoi konferentsii "Prykladna mekhanika"*, 52–55.
3. Tobias, S. A., Fishwick, W. (1958). Theory of regenerative machine tool chatter. *The engineer*, 205(7), 199-203. <https://doi.org/10.1115/1.4012609>.
4. Tlustý, J., Poláček, M. (1963). The Stability of Machine Tools against Self Excited Vibrations in Machining, *International research in production engineering*, ASME, 465-474.
5. Schmitz, T. L., Smith, K. S. (2019). *Machining dynamics*. Springer. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-93707-61>.
6. Vnukov, Yu. M. (2024). *Znoshuvannia i stiikist rizalnykh lezovykh instrumentiv : navchalnyi posibnyk*, Sumskyi derzhavnyi universytet.
7. Tarel'nyk, V. B., Konoplianchenko, Ye. V., Martynkovskiy, V.S. (2023). *Pidvyshchennia stiikosti rizalnoho instrumentu tekhnolohichnymy metodamy navchalnyi posibnyk (stereotypne vydannia)*, Universytetska knyha Sumy.
8. Pukhovskiy, Ye. S. (2022). Vplyv vibratsii na stiikist bahatolezovoho instrumentu. *Tekhnichna inzheneriia*, 2 (90), 44-51.
9. Omelianov, O. M., Polievoda, Yu. A., Zamrii, M. A. (2021). *Perspektyvy zastosuvannia vibratsii pry rizanni materialiv. Vibratsii v tekhnitsi ta tekhnolohiiakh*, 1(100), 100–110.
10. Pukhovskyy, Y. S. (2021). Elimination of vibrations during multi-blade processing. *Bulletin of Sumy National Agrarian University. The series: Mechanization and Automation of Production Processes*, 4 (46), 42–49.
11. Zaloha, V. O. (2024). *Metodolohichni osnovy pidvyshchennia efektyvnosti obroblennia detalei shliakhom keruvannia dy-namikoju protsesu vysokomyshvydkisnoho tochinna z vysokymy chastotamy obertannia shpyndelia : monohrafiia*, Sumskyi derzhavnyi universytet.
12. G. S. Ghule, S. Sanap, S. Chinchankar, R. Cep, A. Kumar, S. Y. Bhave (2024). Investigation of conventional and ultrasonic vibration-assisted turning of hardened steel using a coated carbide tool. *Frontiers in Mechanical Engineering*, 10, 1391315. <https://doi.org/10.3389/fmech.2024.1391315>.
13. Klymenko, S. A., Manokhin, A. S., Chumak, A. O., Kopeykina, M. Yu., Melnychuk, Yu. O. (2024). *Cylovi osobly-vosti obrobky zahartovanoi stali instrumentamy, osnashchenymy PcBN hrup BH, BL*. *Visnyk Natsionalnoho tekhnichnoho universytetu «KhPI»*. Serii: *Tekhnolohii v mashynobuduvanni*, 1 (9), 13–18.
14. Kovalenko, Ya. P., Melnychuk, P. P. (2024). *Finishne obroblennia zahartovanoi stali pry tortsevomu frezeruvanni instrumentom iz PKNB bez pokryttiv ta z pokryttiamy TiSiN i TiAlN*. *Tekhnichna inzheneriia*, 2 (94), 32–37.
15. Sonawane, G. D., Bachhav, R., Barnwal, A. (2024). Correlating the Characterization and Machining Performance of Advanced PVD Coatings for Dry Turning. *JOM*, 76(1), 313–326. <https://doi.org/10.1007/s11837-023-05991-4>.
16. C. S. Kumar, G. Urbikain, F. Fernandes, A. A. Rjoub, L. N. L De Lacalle (2024). Influence of V concentration in TiAlSiVN coating on self-lubrication, friction and tool wear during two-pass dry turning of austenitic steel 316 L. *Tribology International*, 193, 109355. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2024.109355>.
17. E. Locks, Q. He, J. M. DePaiva, M. Guimaraes, A. F. Arif, S. C. Veldhuis, J. R. Kish (2024). Investigating the Impact of Physical Vapour Deposition (PVD)-Coated Cutting Tools on Stress Corrosion Cracking Susceptibility in Turning Super Duplex Stainless Steel. *Coatings*, 14(3), 290. <https://doi.org/10.3390/coatings14030290>.
18. Vnukov, Y., Tryshyn, P., Kozlova, O., Dyadya, S. *Cutter-Oscillator with Single-Degree-of-Freedom for the Study of Cutting Vibrations*. *Strojnícky časopis-Journal of Mechanical Engineering*, 74(1), 169–180. <https://doi.org/10.2478/scjme-2024-0017>.

УДК 621.793:620.178

Володимир Плескач канд. техн. наук, доцент кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vmpayzp@gmail.com, ORCID: 0000-0002-6182-4332

Іван Акімов канд. техн. наук, доцент кафедри композиційних матеріалів, хімії та технологій Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: akimovi@ukr.net, ORCID: 0000-0001-6076-0149

НАДІЙНІСТЬ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПРИ ГАЗОАБРАЗИВНОМУ ЗНОШУВАННІ

Мета роботи. Полягає в аналізі закономірностей газоабразивного зношування матеріалу лопаток авіаційних компресорів, у знаходженні захисних покриттів, які забезпечують ефективне зменшення зносу, та надання рекомендацій щодо оптимального типу захисного покриття.

Методи дослідження. При дослідженні використовувалася установка, конструкція якої дозволяє змінювати параметри газоабразивного зношування у широких межах, які б якнайкраще відтворювали умови зношування, що існують в авіаційних компресорах. Дослідженню піддавалися зразки зі сталі 14X17H2 і захисні шари, нанесені на неї азотуванням, нітроцементациєю і ціануванням. Дослідження проводилося із застосуванням металографічного аналізу з метою виявлення структури, яка забезпечує оптимальний захист від газоабразивного зношування.

Отримані результати. Проведений аналіз характеру і величини зносу матеріалів, що досліджувалися у потоці вільного абразиву залежно від швидкості абразивного потоку і його кута атаки. Визначено ступінь зменшення зносу сталі 14X17H2 при використанні захисних дифузійних покриттів. На підставі порівняльного оцінювання кількісних характеристик захисних шарів визначено покриття, яке оптимально зменшує знос сталі 14X17H2 при газоабразивному зношуванні.

Наукова новизна. Визначена величина кутів атаки, які відповідають максимальному зношуванню, як для сталі 14X17H2, так і для запропонованих захисних дифузійних покриттів. На підставі металографічного аналізу виявлено, який склад (вид, величина і розташування) дисперсних частинок структури поверхневого шару забезпечує оптимальний опір газоабразивному зношуванню.

Практична цінність. Результати роботи можуть бути використані конструкторами, що займаються виробами, які працюють в умовах газоабразивного зношування. На підставі отриманих залежностей матеріалів, що досліджувалися, від кута атаки є можливість обрати оптимальні матеріал і конфігурацію виробу таким чином, щоб зношування було мінімальним.

Ключові слова: надійність, зносостійкість, триботехніка, газоабразивне зношування, знос, хіміко-термічне оброблення.

Вступ

Основна мета будь-якого виробництва – забезпечити випуск надійної продукції. Згідно з ДСТУ 2860-94 «Надійність техніки» [1] *надійністю* називається властивість об'єкта зберігати у часі в установлених межах значення всіх параметрів, які характеризують здатність виконувати потрібні функції в заданих режимах та умовах застосування, технічного обслуговування, зберігання та транспортування.

Для деталей машин надійність – поняття комплексне. Залежно від призначення, навантажень та умов експлуатації воно може включати у себе такі поняття, як безвідмовність, довговічність та ремонтпридатність.

Безвідмовність – це властивість об'єкта (деталі, складеного вузла, механізму) виконувати потрібні функції в певних умовах протягом заданого інтервалу часу чи наробітку. У зв'язку з цим виникає поняття відмови. Відмова – це подія, яка порушує працездат-

ність об'єкту, яка вимагає того чи іншого ремонту. Це може бути, наприклад, заміна запобіжника, якоїсь однієї деталі, а може бути більш-менш складний ремонт, який вимагає для відновлення працездатності тривалого часу. Характеристикою безвідмовності є час напрацювання на відмову.

Довговічність – це властивість об'єкта виконувати потрібні функції до переходу у граничний стан при встановленій системі технічного обслуговування та ремонту. Тобто у час, який визначатиме довговічність виробу, входять всі передбачені обслуговуванням даного об'єкта техогляди, профілактичні заходи і поточні ремонти аж до досягнення граничного стану. Граничний стан – це стан об'єкта, за яким його подальша експлуатація неприпустима чи недоцільна, тобто відновлення його працездатності ремонтом стає неможливим або недоцільним. Граничний стан говорить про *фізичний стан* об'єкта (виробі). Але внаслідок технічного прогресу або конкуренції на ринку може з'явитися аналогічний виріб з кращими харак-

теристиками, коли фізична довговічність даного об'єкта ще не вичерпана. Така ситуація визначає його моральну довговічність.

Ремонтпридатність – це властивість об'єкта бути пристосованим до підтримання та відновлення працездатного стану за допомогою технічного обслуговування або ремонту. Ремонтпридатність залежить в основному від призначення і умов експлуатації виробу. Вона закладається на стадії проектування. Граничний стан ремонтпридатності визначається або старінням матеріалу виробу, його критичним зношуванням або недоцільністю витрат на черговий ремонт. У деяких виробів разового використання (лампи розжарювання, ракети, транзистори тощо) ремонтпридатність збігається з першою відмовою. У деяких виробів граничний стан відновлюється періодично при певного стандартного елемента (ручний ліхтарик, кулькова ручка), і ремонт зводиться до його заміни. У більшості достатньо складних за конструкцією виробів граничний стан обмежується підвищеною інтенсивністю відмов або порушенням вимог безпеки [1–3].

У ДСТУ «Надійність техніки. Аналіз надійності» [4] викладені загальні положення, які встановлюють порядок робіт при аналізі надійності об'єкта на стадії проектування та розробки, виготовлення, експлуатації та обслуговування, а також кількісні методи аналізу надійності об'єкта. Наводиться метод прогнозування надійності за кількістю елементів. Методи нормування, оцінювання і забезпечення надійності детально викладені у роботах [5, 6].

У більшості випадків зниження довговічності деталей машин і механізмів пов'язані зі зношуванням. Згідно з ДСТУ 2823 – 94 «Зносостійкість виробів» [7] **зношуванням** називається процес відокремлювання матеріалу з поверхні твердого тіла або збільшення його залишкової деформації, що виявляється у поступовому змінюванні розмірів, форми чи маси тіла. Згідно з ДСТУ 2823-94 всі види зношування можна поділити на види, наведені на рис. 1.



Рисунок 1. Види зношування згідно з ДСТУ 2823-94

У літературі найдетальніше вивчене механічне зношування. Більшість робіт в цьому напрямі присвячено вивченню зношування в умовах тертя ковзання або котіння [8, 9], зокрема у межах трибології [10, 11]. Трибологія – це наука про тертя, зношування, змащування і взаємодію поверхонь, що контактують, при їх взаємному переміщенні. Вона займається вивченням

процесів, що відбуваються у вузлах тертя, складом і властивостями поверхневих шарів деталей вузлів тертя, вибором (або створенням) матеріалів для конкретних конструктивних вузлів тертя.

Абразивне зношування і зокрема, газоабразивне зношування, вивчається порівняно мало. Тому цьому напрямку й присвячена ця стаття.

Аналіз досліджень та публікацій

Абразивне зношування – один з найпоширеніших і найруйнівніших видів пошкодження деталей машин в експлуатації. Воно відбувається шляхом локального руйнування металевої поверхні абразивними тілами за наявності відносно швидкості пересування. Абразивні тіла – це найчастіше частинки мінерального походження, оксиди, продукти зношування, зокрема наклепані металеві частинки різноманітної форми. У процесі абразивного зношування можуть бути нерухомі (закріплені) абразивні частинки, що контактують з металевою поверхнею, яку вони обробляють, і незакріплені частинки, які при роботі механізмів пересуваються по поверхні робочих органів, або вільні частинки, що попадають у зазор сполучених деталей. Абразивному зношуванню піддаються деталі сільськогосподарських, дорожньо-будівельних гірничодобувних і транспортувальних машин, вузли металургійного, ковальсько-штампувального, металорізального обладнання; підшипники ковзання різного призначення і т.п.

Абразивне зношування ґрунтовно вивчалось такими видатними вченими, як Б. І. Костецький, І. В. Крагельський, М. М. Хрущов, М. М. Тенненбаум та ін. [12]. Вони внесли значний внесок у вивчення механізму абразивного зношування та пошуку наукових і практичних заходів із запобігання його негативних наслідків.

Газоабразивне зношування – це відділення з поверхні деталі (виробу) матеріалу абразивними частинками, що рухаються завислими у потоці з достатньою високою швидкістю. Прискорювачем частинок може бути як газовий потік, так і гравітаційні або відцентрові сили. Газоабразивні потоки можуть зношувати будівлі за певних кліматичних або метеорологічних умов; пропелери віхрових млинів; авіаційну техніку, зокрема лопатки авіадвигунів, що працюють на тимчасових запилених аеродромах; деталі теплоенергетичних установок, які працюють на твердому паливі; пневмотранспорт (вентилятори, циклони, вигини трубопроводів) та багато інших випадків. Характер і основні закономірності газоабразивного зношування за різних умов досліджувалися такими вченими, як Г. Еванс, М. О. Крагельський, І. Р. Клейс та інші [13].

Інтенсивність газоабразивного зношування залежить від швидкості потоку V та кута його атаки α (рис. 2).

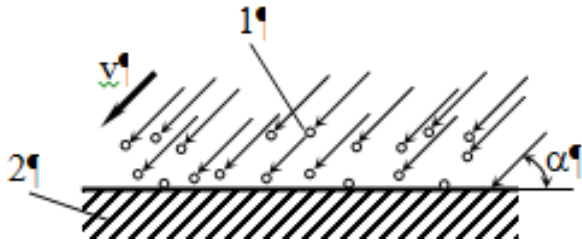


Рисунок 2. Схема дії газоабразивного потоку:

1 – газоабразивний потік; 2 – матеріал, що зношується

Найбільший вплив на інтенсивність газоабразивного зношування надають енергетичні чинники (швидкість і маса частинок). Залежність зносу від швидкості потоку має такий характер:

$$I = kV^m, \quad (1)$$

де k – коефіцієнт, який залежить від властивостей абразиву і параметрів потоку газу; V – швидкість потоку, м/с; m – показник степені, що залежить від властивостей зношуваної поверхні.

Інтенсивність зношування монотонно збільшується зі збільшенням розміру і маси абразивних частинок. Крім того, на величину зносу впливає твердість і форма частинок абразиву.

Вплив кута атаки газоабразивного потоку α залежить від механізму руйнування матеріалу, що зношується. При зношуванні пластичних матеріалів переважає в'язкий механізм різання-подряпування. Зі збільшенням кута атаки знос поступово збільшується до певного максимуму. Коли кут атаки наближається до 90° , збільшується пластична деформація металевої поверхні, яка викликає ефект її зміцнення (наклеп). Внаслідок цього знос зменшується (рис. 3). Існує тенденція збільшення кута максимального зносу зі збільшення швидкості потоку.

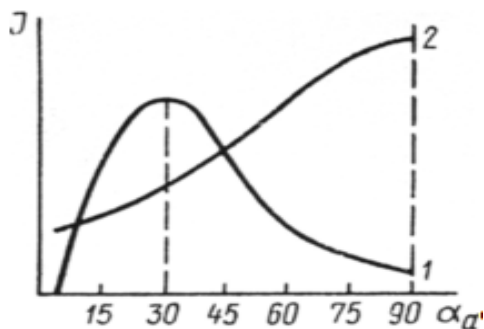


Рисунок 3. Залежність газоабразивного зносу I пластичних (1) і крихких (2) матеріалів від кута атаки α

Крихкі високоміцні матеріали при малих кутах атаки погано піддаються різанню-подряпуванню. При кутах атаки $60 \dots 90^\circ$ вертикальна складова сили удару викликає збільшене крихке руйнування зношуваної поверхні.

Мета роботи

Задача даної роботи полягає в аналізі закономірностей газоабразивного зношування матеріалу лопаток авіаційних компресорів та знаходження пропозицій до його зменшення.

Матеріал і методика досліджень

Вибір методики і дослідної установки для дослідження газоабразивного зношування виходили з того, щоб умови дослідження якнайкраще відтворювали умови зношування, які існують в авіаційних компресорах. При цьому конструкція установки (рис. 4) дозволяє у широких межах змінювати параметри зношування.

Основою установки є ротор, на якому закріплюється одночасно 60 зразків. Зразки щільно прилягають один до одного. Тому зношуванню піддається лише лицьовий бік зразків. Повітряний потік створюється компресором. Робочий абразив завантажується у бункер. Абразив із заданою кількістю подається дозатором у камеру змішування. Процес зношування відбувається у камері змішування.

Як абразивний матеріал використовувався кварцовий пісок з розміром частинок $100 \dots 200$ мкм. При всіх швидкостях випробування витримувалася постійна концентрація піску у потоці: 20 г/м^3 . Швидкість газоабразивного потоку змінювалася від 95 до 280 м/с. Установка дозволяла змінювати кут атаки абразивного потоку від 20 до 86° .

Величина зносу визначалася зважуванням зразків на аналітичних вагах з точністю до $0,1$ мг. Щоб можна було порівнювати результати випробувань різної тривалості, проведених на зразках різної величини, отриманий знос I відносився до одиниці площі зразка при витраті на неї 1 кг абразиву і вимірювався у $\text{мг/см}^2 \cdot \text{кг}$.

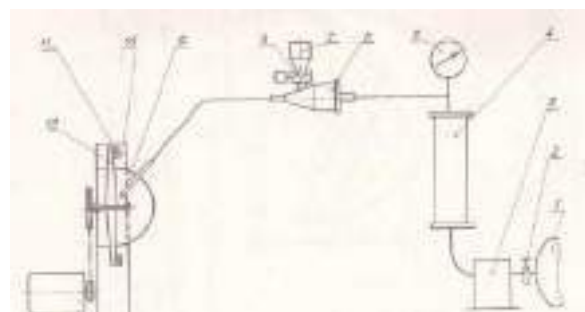


Рисунок 4. Схема установки для випробування на газоабразивне зношування:

- 1 – компресор; 2 – кран; 3 – маслотовологовідділювач;
- 4 – ротаметр; 5 – манометр; 6 – камера змішування;
- 7 – бункер; 8 – дозатор; 9 – абразивна камера; 10 – корпус;
- 11 – зразок; 12 – ротор

В авіаційних двигунах лопатки компресора служать для створення перед камерою згоряння потоку повітря високого тиску. По довжині компресора лопатки різних ступеней працюють у різних умовах. Лопатки перших ступеней піддаються високим силовим

навантаженням і одночасно газообразивному зношуванню, а лопатки останніх ступеней працюють при температурі до 500 °С. Тому для лопаток різних ступеней можуть використовуватися різні матеріали.

Для виготовлення лопаток перших ступеней нерідко використовують сталь 14X17H2. Сталь 14X17H2 має такий хімічний склад: вуглецю – 0,11...0,17 %, хрому – 16...18 %, нікелю – 1,5...2,5 %, кремнію і марганцю – до 0,8 %, домішок – до 0,02...0,03 %; решта – залізо. У стані постачання сталь відноситься до мартенсито-феритного класу.

На підставі літературного аналізу як засіб захисту лопаток від газообразивного зношування було обрано створення поверхневого захисного шару методами хіміко-термічного оброблення. Під час дослідження розглядалися такі методи хіміко-термічного оброблення: азотування, нітроцементация і ціанування.

Зразки оброблялися згідно зі стандартними технологіями [14, 15]. Азотування проводилося в атмосфері аміаку при температурі 520⁰ С протягом 7...8 год., що давало поверхневий шар товщиною 0,5...0,6 мм. Нітроцементацию проводили у суміші природного газу та аміаку при температурі 570⁰ С протягом 2 год. 30 хв. Отриманий шар мав товщину 0,5...0,8 мм. Для отримання більшої зносостійкості зразки піддавалися рідинному низькотемпературному ціануванню на основі ціаністого калію при температурі 560⁰ С протягом 4 год. Отриманий шар мав товщину 0,2...0,4 мм.

Результати досліджень

Призначення зносостійкого покриття – захист робочих поверхонь деталей і робочих органів. Тому основними питаннями проблеми надійності і довговічності є розробка заходів з підвищення їх зносостійкості. Основними параметрами, що визначають характер і величину зносу матеріалу у потоці вільного абразиву, є швидкість абразивного потоку і кут його атаки.

Залежності величини зносу від кута атаки при всіх швидкостях газообразивного потоку, які використовувалися при дослідженнях, мають однаковий характер (рис. 5).

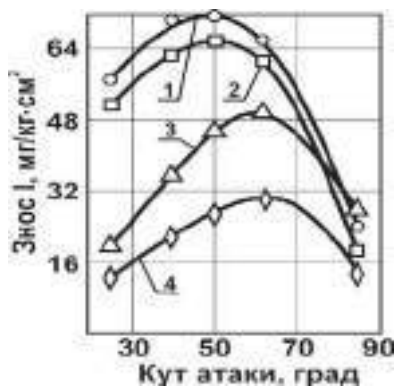


Рисунок 5. Залежність зносу сталі 14X17H2 і дифузійних шарів від кута атаки при швидкості газообразивного потоку 280 м/с:

1 – сталь 14X17H2; 2 – нітроцементування;
3 – азотування; 4 – ціанування

Зі збільшенням кута атаки знос збільшується і, досягнувши максимуму, плавно зменшується. У кожного матеріалу кут, що відповідає максимальному зношуванню, дещо різний і залежить від структури і властивостей поверхневого шару, а отже й від механізму руйнування. Існує тенденція збільшення кута максимального зносу зі збільшенням швидкості газообразивного потоку.

Проведені дослідження підтвердили загальний характер залежності зносу від швидкості газообразивного потоку, згідний з формулою (1), (рис. 6).

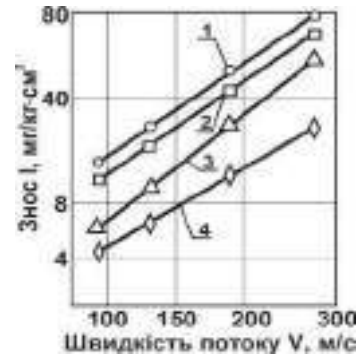


Рисунок 6. Залежність зносу сталі 14X17H2 і дифузійних шарів від швидкості газообразивного потоку:

1 – сталь 14X17H2; 2 – нітроцементування; 3 – азотування;
4 – ціанування

Чутливість сталі і дифузійних шарів до зміни швидкості абразивного потоку практично однакова, що пов'язане зі структурою матеріалу поверхні, наявністю дрібних зміцнювальних структур, які рівномірно розсіяні в основній фазі. Показник ступеня m для дифузійних шарів наближається до 2.

Обговорення

Аналіз отриманих результатів показує, що характер зношування незахищеної сталі та її поверхні після нітроцементування при всіх швидкостях потоку повністю співпадає. Нітроцементування знижує знос у 1,15...1,20 рази. Таке невелике зниження зносу пояснюється порівняно низькою якістю нітроцементованого шару. Поверхневі шари рихлі, його структура неоднорідна.

Азотування знижує знос у 1,8...2,4 рази, а ціанування – у 2,5...3,4 рази. Обидва дифузійні шари мають приблизно однакову мікротвердість і практично однакову структуру (рис. 7). Тому головну роль у їхній зносостійкості відіграє будова самого шару, зокрема дисперсність наявних у ньому нітридів і карбідів.

Ціанований шар відзначається надзвичайно високою дисперсністю. Нітриди азотованого шару утворюють порівняно крупні конгломерати, серед яких зустрічаються ділянки, вільні від нітридів. Очевидно, що чим дисперсніші частинки структури, які мають високу твердість (наприклад, нітриди, карбонітриди), і чим рівномірніше розташовані вони у поверхневому шарі, тим вище зносостійкість матеріалу у газообразивному потоці.



a



b

Рисунок 7. Структура азотованого (а) і ціанованого (б) шарів на сталі 14X17H2 (×450)

Висновки

1. Проведений детальний аналіз закономірностей газоабразивного зношування сталі 14X17H2.
2. Для підвищення зносостійкості сталі 14X17H2 запропоновані дифузійні покриття і вивчені закономірності їх зношування у газоабразивному потоці.
3. Описаний вплив структури поверхневого шару на характер його руйнування під дією газоабразивного потоку.
4. На підставі порівняльного оцінювання кількісних характеристик захисних шарів встановлено, що для захисту лопаток зі сталі 14X17H2 від газоабразивного зношування оптимальний результат забезпечує рідинне ціанування, яке знижує її знос у 2,5...3,4 рази.

Список літератури

1. ДСТУ 2860-94 Надійність техніки. Терміни та значення. – [Чинний від 1996-01-01]. – К.: Держстандарт України, 1994. 75 с.
2. Івченко Л. Й. Державні стандарти в машинобудуванні і металообробці : навч. посібник / Івченко Л. Й., Петрикін В. В. – Харків : «Компанія СМІТ», 2006. 320 с.
3. Надійність машин / Канарчук В. С., Полянський С. К., Дмитрієв М.М. – К. : Либідь, 2003 – 424с.
4. ДСТУ 2861-94 Надійність техніки. Аналіз на-

дійності. – [Чинний від 1997-01-01]. – К. : Держстандарт України, 1994. – 16 с.

5. Надійність машин та обладнання. Частина 1. Оцінка та забезпечення надійності машин та обладнання / Новицький А. В., Ружило З. В., Банний О. О. та ін. – К. : НУБіПУ, 2023. 209 с.

6. Васілевський О. М. Нормування показників надійності технічних засобів / Васілевський О. М., Поджаренко В. О. – Вінниця : ВНТУ, 2010 – 129 с.

7. ДСТУ 2823 – 94. Зносостійкість виробів. Тертя, зношування та мащення. Терміни та визначення. [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держстандарт України, 1995. – 18 с.

8. Закалов О. В. Основи тертя і зношування в машинах : навч. посібник / Закалов О. В., Закалов І. О. – Тернопіль: вид-тво ТНТУ ім. І. Пулюя, 2011. – 322 с.

9. Дмитриченко М. Ф. Основи тертя та зношування / Дмитриченко М.Ф., Мнацаканов Р.Г., Мікосянчик О. О. – К. : Інформавтодор, 2006 – 216 с.

10. Трибологія / Кондрачук М. В., Хабутель В. Ф., Пашечко М. І. та ін. – К. : вид-во Національного Авіаційного університету «НАУ-друк», 2009. – 232 с.

11. Bhushan B. Introduction to tribology / Bhushan B. – New York : John Wiley & Sons, 2002. – 732 p.

12. Дубровський С. С. Використання сучасних технологій при виготовленні та ремонті елементів конструкцій гірничо-збагачувального обладнання / Дубровський С. С., Реброва С. В. // Вісник Криворозького національного університету. – 2019. – Вип. 48. – С. 79–83.

13. Похмурська Г. В. Ударно-абразивне зношування поверхневих шарів, наплавлених дротами системи Fe-Cr-B-C / Похмурська Г. В., Войтович А. А. // Науковий вісник НЛТУ України. – 2015. – Вип. 25.3. – С. 129–135.

14. Спеціальні конструкційні матеріали : підручник / Солнцев Ю. П., Беліков С. Б., Волчок І. П., Шейко С. П. – Запоріжжя : «ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ», 2010. – 536 с.

15. Інженерне матеріалознавство / Дубовий О. М., Казимиренко Ю. О., Лебедева Н. Ю., Самохін С. М. – Миколаїв : НУК, 2009. – 444 с.

Одержано 10.02.2025

RELIABILITY OF MACHINE PARTS UNDER GAS-ABRASIVE WEAR

Volodymyr Pleskach Candidate of Technical Sciences, associate professor, Associate professor of the Department of Composite Materials, Chemistry and Technologies, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: vmpayzp@gmail.com*, ORCID : 0000-0002-6182-4332

Ivan Akimov Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Composite Materials, Chemistry and Technologies, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail: kafedra_t_met@zntu.edu.ua*, ORCID : 0000-0001-6076-014

Purpose. Analysis of patterns of gas-abrasive wear of the material of aircraft compressor blades, finding protective coatings that provide effective wear reduction, and providing recommendations on the optimal type of protective coating.

Research methods. During the study, a device was used, the design of which allows changing the parameters of gas-abrasive wear within wide limits, which would best reproduce the wear conditions existing in aviation compressors. Samples of 14X17H2 steel and protective layers applied to it by nitriding, nitrocementing, and cyanidation were tested. The study was conducted using metallographic analysis in order to identify the structure that provides optimal resistance to gas abrasive wear.

Results. Analysis of the nature and amount of wear of the investigated materials was carried out in the flow of free abrasive depending on the speed of the abrasive flow and its angle of attack. The degree of wear reduction of 14X17H2 steel when using protective diffusion coatings was determined. On the basis of a comparative evaluation of the quantitative characteristics of protective layers, a coating that optimally reduces the wear of 14X17H2 steel during gas abrasive wear was determined.

Scientific novelty. The value of the angles of attack corresponding to the maximum wear for both 14X17H2 steel and the proposed protective diffusion coatings was determined. Based on metallographic analysis, the composition (type, size, and location) of dispersed particles of the surface layer structure has been determined to provide optimal resistance to gas abrasive wear.

Practical value. The results of this work can be used by designers who are engaged in the development of products that operate under gas-abrasive wear conditions. Based on the obtained dependencies of the studied materials on the angle of attack, it is possible to select the optimal material and configuration of the product in such a way that the wear was minimal.

Key words: reliability, wear resistance, tribotechnics, gas abrasive wear, wear, chemical heat treatment.

References

1. DSTU 2860-94 Nadiynist tekhniki. Terminy ta vyznachennya (1994). [Reliability of equipment. Terms and meanings] [in force since 1996-01-01] Kyiv, Derzhstandart Ukrainy, 75. [in Ukrainian].
2. Ivshchenko L.Yo., Petrykin V.V. (2006) Derzhavni standarty v mashynobuduvanni i menaloobrobtsi [State standards in mechanical engineering and metalworking] Kharkiv: „Kompaniya CMIT”, 320. [in Ukrainian].
3. Kanarchuk V.Ye., Polyanskiy S.K., Dmitriyev M.M. (2003). Nadiynist mashyn [Machine reliability] Kyiv, Lybid, 424. [in Ukrainian].
4. DSTU 2861-94 Nadiynist tekhniki. Analiz nadiynosti (1994) [Reliability of equipment. Reliability analysis] [in force since 1997-01-01] Kyiv, Derzhstandart Ukrainy, 16. [in Ukrainian].
5. Novytskyi A.V., Ruzhylo Z.V., Bannyi O.O., Bystryi O.M., Syvolapov V.A. (2023) Nadiynist mashyn ta obladnannya. Chastyna 1. Otsinka ta zabezpechennya nadiynosti mashyn ta obladnannya. [Reliability of machinery and equipment. Part 1: Evaluation and ensuring the reliability of machinery and equipment] Kyiv, NUBiPU. 209. [in Ukrainian].
6. Vasilevskyy O.M., Podzharenko V.O. (2010) Normuvannya pokaznykiv nadiynosti tekhnichnykh zasobiv [Standardization of reliability indicators of technical indicators] Vinnytsya, VNTU. 129. [in Ukrainian].
7. DSTU 2823-94. Znosostiykist vyrobiv. Tertya, znoshuvannya ta zماشchuvannya. Terminy ta vyznachennya (1995) [Wear resistance of products. Friction, wear and lubrication. Terms and meanings] [in force since 1996-01-01] Kyiv, Derzhstandart Ukrainy, 18. [in Ukrainian].
8. Zakalov O.V., Zakalov I.O. (2011) Osnovy tertya i znoshuvannya v mashynach [Basics of friction and wear in machines] Ternopil, vyd. TNTU im. I.Puluya, 322.
9. Dmytrychenko M.F., Mnatsakanov R.G., Mikosyanchyk O.O. (2006). Osnovy tertya ta znoshuvannya [Basics of friction and wear] Kyiv, Informavtodor. 216. [in Ukrainian].
10. Kondrachuk M.V., Khabubel V.F., Pashechko M.I., Korbut Ye.V. (2009). Trybologiya [Tribology] Kyiv, vyd. Natsionalnogo Aviatsiynogo universytetu “NAU-druk”. 232.
11. Bhushan B. Introduction to tribology (2002). New York : John Wiley & Sons, 732.
12. Dubrovskiy S.S., Rebrova S.V. (2019). Vykorystannya suchasnykh tekhnologiy pry vygotovlenni t remonti elementiv konstruktsiy girnycho-zbagachuvalnogo obladnannya [The use of modern technologies in the manufacture and repair of structural elements of mining and beneficiation equipment] Visnyk Kryvorozkogo natsionalnogo universytetu, 48, 79–83.
13. Pokhmurska G.V., Voytovych A.A. Udarno-abrazyvne znoshuvannya poverkhnevyykh shariv, naplavlenykh drotamy systemy Fe-Cr-B-C [Impact-abrasive wear of surface layers welded with wires of the Fe-Cr-B-C system] Naukovyy visnyk NLTU Ukrainy, 25.3, 129–135. [in Ukrainian].
14. Solntsev Yu.P., Belikov S.B., Volchok I.P., Sheyko S.P. (2010) Spetsialni konstruktsiyni msterialy. [Special construction materials] Zaporizhzhya, “VALPIS-POLIGRAF”, 536. [in Ukrainian].
15. Dubovyy O.M., Kazymyrenko Yu.O., Lebedyeva N.Yu., Samokhin S.M. (2009). Inzenerne materialoznavstvo [Engineering materials science] Mykolayiv, NUK. 444. [in Ukrainian].

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

MODELING OF PROCESSES IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING

УДК 539.3; 533.696.7

- Тетяна Левицька канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *tigr_lev@ukr.net*, ORCID: 0000-0002-8002-156X
- Ірина Пожуєва канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри математики Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *pozhueva.ira@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-9337-0443
- Олексій Манжос магістр комп'ютерних наук, аспірант кафедри фундаментальної та прикладної математики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: *Ojiekca1996@gmail.com*, ORCID: 0009-0001-2438-1747

ПОБУДОВА ГЛОБАЛЬНОЇ МОДЕЛІ ВІДСІКУ НОСОВОЇ СТІЙКИ ШАСІ ЛІТАКА, ТА ПОРІВНЯННЯ ЇЇ З ЛОКАЛЬНОЮ МОДЕЛЛЮ

Мета роботи. Побудова глобальної моделі відсіку шасі літака, дослідження напружено-деформованого стану зон конструкції відсіку та порівняльний аналіз її з локальною моделлю. Основна задача цієї роботи – оцінити можливість використання глобальної моделі для подальшої оцінки ресурсу та статичної міцності конструкції відсіку шасі літака.

Методи дослідження. Розроблена глобальна модель та отримані чисельні розрахунки напружено-деформованого стану відсіку носової стійки шасі літака з використанням програмного комплексу PATRAN/NASTRAN. Для створення сітки плоских елементів були використані елементи типу Quad4. Для отримання сітки задовільних розмірів використовувався інструмент Mesh Seed. Метод створення сітки – Iso Mesh. Всі балочні елементи конструкції були змодельовані з використанням Bar елементів. Для чисельного розв'язку представленої задачі використаний нелінійний вирішувач 106 – Nonlinear Static.

Отримані результати. Проведено чисельний розрахунок напружено-деформованого стану носової стійки шасі літака при глобальній моделізації. Отримано візуалізація лінійного переміщення, нормальних напружень на верхній та нижній поверхні стінки, прогини стінки та пластини між елементами підкріплення, локальне зображення рівноваги елемента по осьовій силі та згинаючому моменту. Побудовано графіки цих характеристик напружено-деформованого стану конструкції. Зроблено порівняльний аналіз результатів розрахунків локальної та глобальної моделей.

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

Практична цінність. Результати порівняльного аналізу глобальної та локальної моделей і методу чисельного обчислення напружено-деформованого стану складної конструкції можна використовувати для подальшої оцінки ресурсу та статичної міцності конструкції відсіку шасі літака.

Ключові слова: глобальна модель, напружено-деформований стан, стійка шасі, фюзеляж, ребра жорсткості, скінченні елементи (CE).

Вступ

Міцність складної конструкції літака є однією з головних вимог безпеки польотів, і розрахунок напружено-деформованого стану елементів треба приділяти найбільшу увагу [12]. Фюзеляж уявляє собою герметичну кабінку, а з точки зору складеної конструкції - це близька до циліндричної форми, підкріплена стрінгерним набором та шпангоутами оболонка, що

знаходиться під тиском [7]. В місцях герметизації фюзеляжу знаходяться конструкції, які схожі на плоскі стінки з силовим набором, який підтримує його. При цьому ці конструкції часто мають надлишкове навантаження [2, 10, 11]. Тому таким елементам треба надавати увагу з точки зору міцності, стійкості, жорсткості та втомності [3, 5, 6].

У цій роботі розроблено глобальну модель відсіку носової стійки шасі літака, представлено розрахун-

ки напружено-деформованого стану конструкції з використанням програмного комплексу PATRAN/NASTRAN на основі MCE та порівняно результати розрахунку з результатами локальної моделі [1, 15, 17]. В розрахунку товщина стінок по всій моделі вважалась однаковою, та розглядалися потовщення стінки в місцях стику з підкріплюючими елементами, що впливає на зменшення рівня механічних напружень біля отвору та збільшує кількість циклів навантаження до появи втоми конструкції.

Мета роботи

Побудова глобальної моделі відсіку шасі літака, дослідження напружено-деформованого стану зон конструкції відсіку та порівняльний аналіз її з локальною моделлю, розглянутою раніше в [16]. Основна задача цієї роботи – оцінити можливість використання глобальної моделі для подальшої оцінки ресурсу та статичної міцності конструкції відсіку шасі літака.

Матеріал і методика досліджень

Побудова глобальної моделі відсіку шасі, як і місцевої, починається зі створення геометрії. За прототип літака був обраний найбільш масовий літак концерну Boeing та взагалі в історії цивільної авіації Boeing 737. Для визначення геометричних розмірів відсіку будемо користуватись доступними схемами та ілюстраціями фюзеляжу літака. Нижче представлена схема 41 секції фюзеляжу B737.

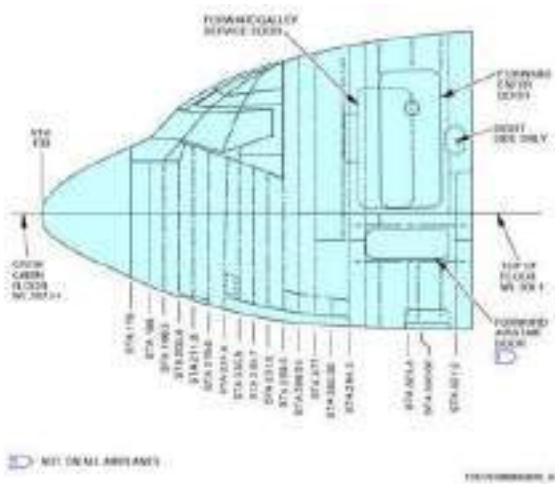


Рисунок 1. Носова секція фюзеляжу

Між станціями фюзеляжу 224.8 та 294.5 можна побачити лок відсіку носової стойки шасі. Сам відсік очевидно знаходиться в тій же локації. Масштабуючи наведену схему, можна отримати приблизно реальні геометричні розміри відсіку.

Глобальна модель включає в себе частини двох гермошпангоутів, власне самі стінки, підкріплюючі балки, елементи посилення в зонах стику частин конструкції та ребра жорсткості. В програмній середі PATRAN була створена геометрія – стінки представляють собою плоскі поверхні, а ребра жорсткості,

підкріплюючи балки та інші елементи – прями.

Для спрощення роботи з моделлю були створені декілька груп, в яких міститься скінченно елементна (SE) сітка. На основі попередніх етапів валідації для створення сітки плоских елементів були використані елементи типу Quad4. Для отримання сітки задовільних розмірів використовувався інструмент MeshSeed. Метод створення сітки – IsoMesh. Всі балочні елементи конструкції були змодельовані з використанням Bar елементів. Для створення Bar елементів використовувались вузли вже побудованої сітки плоских елементів та допоміжна геометрія у вигляді точок. Наступним кроком є перевірка якості побудованої сітки. Було виконано стандартні перевірки на наявність дублікатів в моделі, перевірка границь, перевірка за Якобіаном (рис.2).

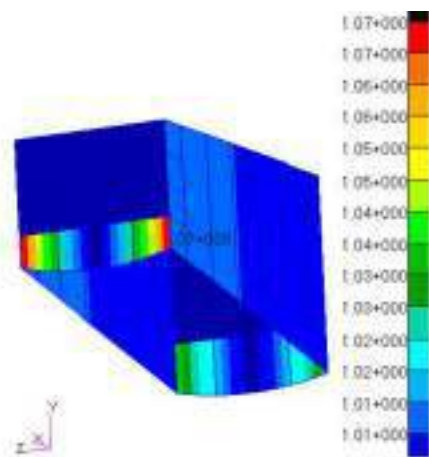


Рисунок 2. Перевірка якості елементів за Якобіаном

Після перевірки SE сітки та усунення всіх помилок було задано властивості для кожного елемента моделі. Вважається що товщина стінок по всій моделі однакова і дорівнює 0.08". Локальні потовщення стінки в місцях стику з підкріплюючими елементами були враховані як додаткова площа для поясів балок. Тип елемента Quad4 був обраний Shell. Матеріал стінки 7075-T7351.

Для завдання властивостей для Bar 2 було використано тип Beam. Необхідними властивостями для цього типу елементів є геометрія поперечного перерізу, матеріал та орієнтація однієї з осей перерізу. Додатковою опцією є зсув положення центра ваги перерізу (за замовчуванням повздовжня ось елемента співпадає з віссю центрів ваги поперечних перерізів) але ця опція не може бути використана за умови застосування нелінійного вирішувача для розв'язання задачі, через неможливість побудови матриці жорсткості. Саме тому зсув для балочних елементів не був використаний.

Після побудови SE сітки та завдання всім елементам властивостей були створені відповідні граничні умови та навантаження. Оскільки метою роботи є оцінка ресурсу конструкції, то в якості навантаження будемо розглядати операційний надлишковий тиск

фіюзеляжу. Для літаків, які виконують середню по дальності перельоту місію, операційний тиск дорівнює 8.35 psi. Саме цим тиском навантажена глобальна модель відсіку шасі. Польотними, інерційними та навантаженням від систем літака знехтуємо, оскільки вони не є критичними для втомної міцності. Граничні умови введені як заборона відповідних лінійних та кутових переміщень для місць стику відсіку шасі з рештою конструкцією фіюзеляжу.

Результати досліджень

В першу чергу для перевірки адекватності отриманих результатів було проаналізовано переміщення вузлів моделі. Результати представлені на рисунках 3-5.

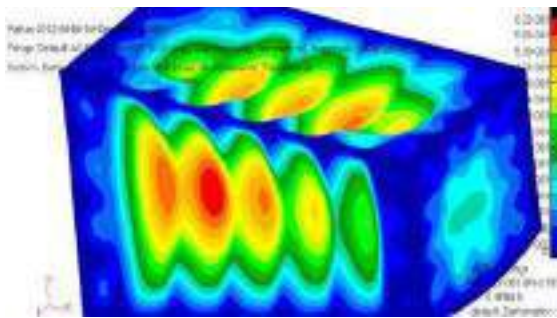


Рисунок 3. Результуючі лінійні переміщення

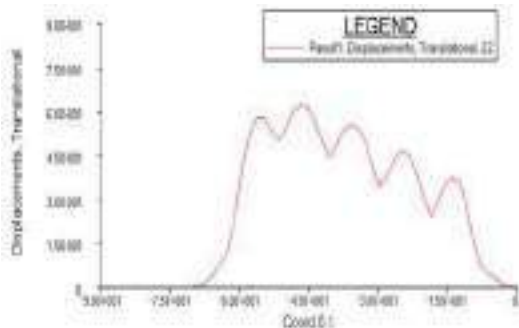


Рисунок 4. Лінійні переміщення бокової стінки відсіку

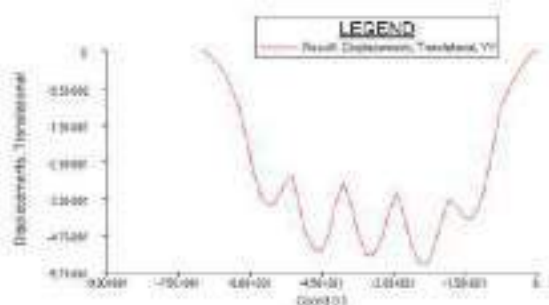


Рисунок 5. Лінійні переміщення вузлів верхньої стінки відсіку

Характер лінійних переміщень цілком очікуваний та відповідає особливостям реальної роботи конструкції. Важливим етапом роботи є отримання схо-

жих результатів в глобальній моделі та локальній. Наступним кроком буде порівняння величин внутрішніх силових факторів (ВСФ), прогину та напружень. Спочатку проаналізуємо внутрішні силові фактори (осьова сила - F_x та згинаючий момент - M_z), що виникають у перерізі стінки у місцевій моделі. На рисунках 6 та 7 показано величини ВСФ для елементів, які знаходяться на віддалені 5.5" від осі підкріплюючої балки (середина прольоту між підкріплюючими балками).



Рисунок 6. Локальне зображення рівноваги елементів по осьовій силі та згинаючому моменту в середині прольоту між підкріплюючими балками в локальній моделі



Рисунок 7. Локальне зображення рівноваги елементу по осьовій силі та згинаючому моменту в глобальній моделі по середині прольоту

Середні значення ВСФ по елементам у перерізі пластини довжиною 1.6" (довжина грані плоского елемента глобальної моделі) для локальної моделі наведені у таблиці 1.

Таблиця 1 – ВСФ у перерізі пластини в локальній моделі

Відстань від осі підкріплюючого елемента, in	5.5
M_z , lb·in	16.64
F_x , lb	534.88

Результати аналізу локального навантаження елемента зведені в таблицю 2.

Таблиця 2 – ВСФ у перерізі пластини в глобальній моделі

Відстань від осі підкріплюючого елемента, in	5.5
M_z , lb·in	14.72
F_x , lb	553.83

Важливим моментом є також порівняння прогинів (ω) двох різних моделей. Оскільки інтерес представляють тільки прогини стінки, необхідно виключити вплив прогину елементів підкріплення. Так на рисунку 8 зображені прогини стінки на одному прольоті (для аналізу обраний середній по довжині переріз)

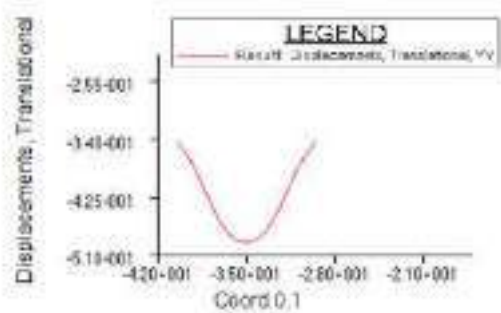


Рисунок 8. Прогини стінки між елементами підкріплення

Максимальне переміщення вузла стінки, зафіксоване в розглянутій локації, складає 0.488", а максимальний прогин елемента підкріплення – 0.344". Отже, максимальний прогин стінки складатиме різницю цих двох переміщень.

$$\omega_{max}^{FEM\ GM} = 0.488 - 0.344 = 0.144\ in \quad (1)$$

Аналогічним чином поступимо з локальною моделлю. Максимальний прогин по середині прольоту склав – 0.155". Прогин елемента підкріплення 0.0215". Таким чином:

$$\omega_{max}^{FEM\ LM} = 0.155 - 0.0215 = 0.134\ in \quad (2)$$

На рисунку 9 наведений графік прогину перерізу пластини в локальній моделі.

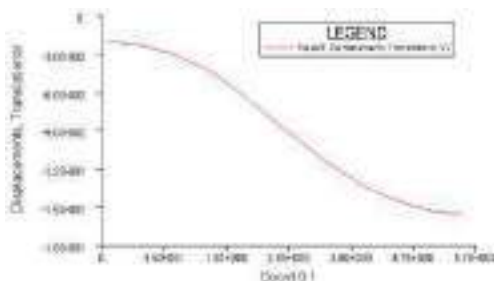


Рисунок 9. Прогин пластини між елементом підкріплення до середини прольоту

Крім ВСФ та переміщень конструкції також було проведено порівняння нормальних напружень (σ), діючих на різних поверхнях пластини. Порівняння рівнів напружень на нижній та верхній поверхнях

стінки у двох моделях представлено нижче у вигляді візуалізації полів напружень. Як і раніше прийнята зона дослідження – середина прольоту між елементами підкріплення.

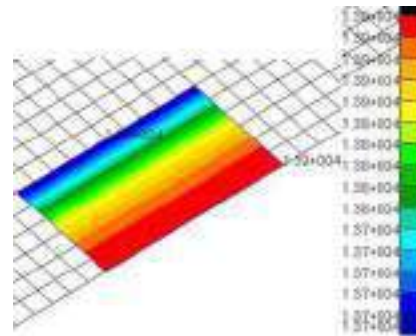


Рисунок 10. Поля нормальних напружень на нижній поверхні стінки (локальна модель)

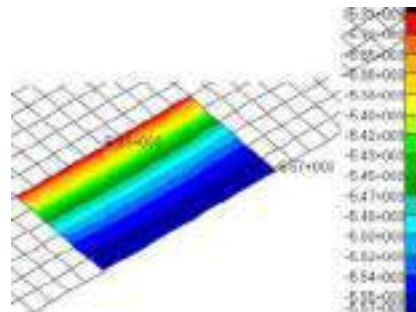


Рисунок 11. Поля нормальних напружень на верхній поверхні стінки (локальна модель)

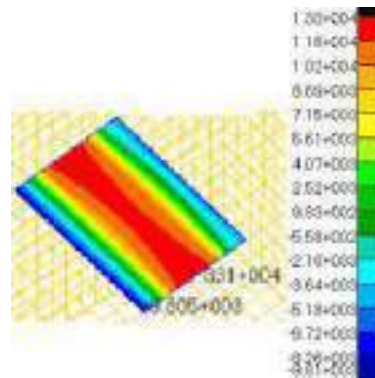


Рисунок 12. Поля нормальних напружень на нижній поверхні стінки (глобальна модель)

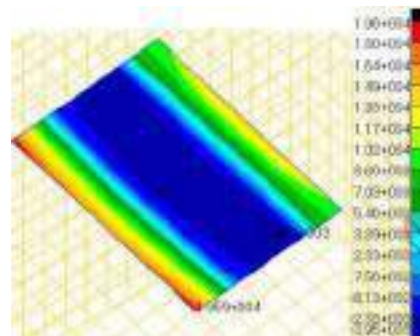


Рисунок 13. Поля нормальних напружень на верхній поверхні стінки (глобальна модель)

Всі результати зведені в таблицю 3 для порівняння та висновків.

Таблиця 3 – Порівняння глобальної та локальної моделі

	Глобальна модель	Локальна модель	Похибка, %
Mz, lb-in	14.72	16.64	-11.54
Fx, lb	553.83	534.88	3.54
ω_{max} , in	0.144	0.134	7.46
σ_{max} , psi	1.33·10 ⁴	1.39·10 ⁴	-4.32

З таблиці 3 можна побачити, що при порівнянні величини моменту глобальна модель показує достатньо велике відхилення від локальної моделі. Але отриману похибку можна пояснити наступним чином. Глобальна модель має структуру SE сітки, де кількість плоских елементів по ширині прольоту складає 7 одиниць, а це означає, що не має змоги отримати величину моменту та напружень точно по середині прольоту, адже ось, яка розділяє прольот на дві рівні частини, не містить вузлових точок. Інші величини напружено-деформованого стану конструкції знаходяться в межах допустимого відхилення.

Висновки

Була побудована глобальна модель відсіку носової стойки шасі літака, та проведено порівняльний аналіз її напружено-деформованого стану з локальною моделлю, побудова якою описано в [16].

Базуючись на отриманих результатах, а також, звертаючи увагу на те, що абсолютні величини згинаючого моменту та напруження мають тенденцію росту при наближенні до середини прольоту, можна зробити висновок про те, що зазначені параметри в глобальній моделі мають дещо вищі показники ніж було продемонстровано. Слідє відмітити, що обраний тип елементів дозволяє проводити тільки лінійну інтерполяцію результатів по елементу, в силу того що при процедурі інтерполяції задіяні лише 4 вузлові точки. Останнім аргументом буде, те що глобальна модель через свою геометрію має несиметричне навантаження, через що результати глобальної моделі будуть дещо відрізнятися від результатів, що дає локальна модель. Беручи до уваги наведені вище доводи надалі будемо вважати глобальну модель такою моделлю, що в достатній мірі відображає реальну картину навантаження відсіку носової стойки шасі. Процедуру валідації на цьому етапі будемо вважати виконаною.

Отримані результати та методику обчислення напружено-деформованого стану розглянутої моделі, можна використовувати для подальшої оцінки ресурсу та статичної міцності конструкції відсіку шасі [3, 4].

Список літератури

1. Зенкевич, О. Метод конечных элементов в технике / О. Зенкевич. – М. : Мир, 1975. – 542 с.

2. Бойко, А. П. Аналіз напружено-деформованого стану основного стояка шасі літаків типу Су-27 при визначенні можливості подальшої експлуатації за межами призначених показників [Текст] : Зб. наук. праць / А. П. Бойко, Ю. О. Манулін, М. С. Стрела // ДНДІА, 2016. – Вип. №12(19). – С. 160–165.

3. Trubachev, S. I. The calculation of the stress-strain state of the front landing gear transport aircraft [Text] / S. I. Trubachev, O. N. Alekseychuk // Інформаційні системи, механіка та керування, розд.: Механіка. – 2014. – №11. – С. 88–91.

4. Цыбанева, Г. В. Анализ особенностей нагружения элементов опоры шасси самолета с целью их учета при оценке несущей способности конструкции [Текст] / Г. В. Цыбанева, М. А. Агеев, Р. В. Титенков // Проблемы прочности. – 2008. – № 4. – С. 87–94.

5. Проектирование деталей, узлов и агрегатов самолета: учеб. пособие по лабораторному практикуму [Текст] / под ред. Л. А. Малашенко. – Харьков: ХАИ, 1987. – 102 с.

6. Расчет на прочность крыла большого удлинения: учеб. пособие [Текст] / под ред. Л. А. Евсеева. – Харьков : ХАИ, 1985. – 106 с.

7. Тимошенко, С. П. Пластины и оболочки [Текст] / С. П. Тимошенко, С. Войновский-Кригер. – М. : Наука, 1996. – 636 с.

8. Стрижиус, В. Е. Методы расчета усталостной долговечности элементов авиаконструкций [Текст] / В. Е. Стрижиус. – М.: Машиностроение, 2012. – 272 с.

9. Масалига, Д. В. Оцінка напружено-деформованого стану елементів конструкції шасі літака з врахуванням міжелементних зв'язків [Текст] / Д. В. Масалига, Р. І. Хома // Інформаційні системи, механіка та керування : науково-технічний збірник. – 2013. – Вип. 9. – С. 52–61.

10. Тейлор, Дж. Нагрузки, действующие на самолет [Текст] / Дж. Тейлор. – М. : Машиностроение, 1971. – 341с.

11. Гудков, А. И. Внешние нагрузки и прочность летательных аппаратов [Текст] / А. И. Гудков, П. С. Лешаков. – М. : Машиностроение, 1968. – 470 с.

12. Гладкий, В. Ф. Прочность, вибрация и надежность конструкции летательного аппарата [Текст] / В. Ф. Гладкий. – М. : Наука, 1975. – 456 с.

13. MSC.Patran в инженерных задачах. учебное пособие [Текст] / под ред. Б. О. Яхно – К. : НТУУ «КПИ», 2015 – 128 с.

14. Чисельні методи аналізу в динаміці та міцності конструкцій [Текст]: навч. посібник / під ред. К.М. Рудакова – К. : НТУУ «КПИ», 2007. – 379с.

15. Rusinski, E. Zaawansowana metoda elementow skonczonej w konstrukcjach nosnych. – Poland. Wroclaw: Oficyna Wydawnicza Politechniki Wroclawskiej, 2000. – 444p.

16. Розрахунок напружено-деформованого стану носової стойки шасі літака з радіусним переходом за товщиною при побудові локальної моделі [Текст] / Т. І. Левицька, І. С. Пожуйова, О. В. Митряшкін, О. Д.

Манжос // Нові матеріали та технології в машинобудуванні. – 2023. – № 4. – С. 67–72.

17. Порівняння аналітичного та чисельного розрахунків напружено-деформованого стану стінки відсіку носової стійки шасі літака [Текст] / Т. І. Леви-

цька, І. С. Пожуєва, О. В. Митряшкін, О. Д. Манжос // Вісник Дніпровського університету «Ракетно-космічна техніка». – 2023. – № 4. – Т. 32. – Вип. 26 – С. 83–91.

Одержано 03.02.2025

CONSTRUCTION OF THE GLOBAL MODEL OF THE NOSE STAND COMPARTMENT OF THE AIRCRAFT LANDING GEAR AND ITS COMPARISON WITH THE LOCAL MODEL

Tetyana Levytska

Ph. D., Associate Professor of the Department of Applied Mathematics, National University Zaporozhye Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: tigr_lev@ukr.net, ORCID: 0000-0002-8002-156X

Iryna Pozhuieva

Ph. D., Associate Professor of the Department of Applied Mathematics, National University Zaporozhye Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: pozhueva.ira@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9337-0443

Oleksiy Manzhos

Master of Computer Science, PhD student of the Department of Fundamental and Applied Mathematics of the Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: Ojiekca1996@gmail.com, ORCID: 0009-0001-2438-1747

Purpose. Construction of a global model of an aircraft landing gear compartment, study of the stress-strain state of the compartment structure zones, and a comparative analysis of it with a local model. The main task of this work is to assess the possibility of using a global model for further assessment of the resource and static strength of the structure of the aircraft landing gear compartment.

Research methods. A global model was developed and numerical calculations of the stress-strain state of the nose strut compartment of the aircraft landing gear were obtained using the PATRAN/NASTRAN software complex. Quad4 type elements were used to create a mesh of flat elements. The Mesh Seed tool was used to obtain a mesh of satisfactory dimensions. The mesh creation method is Iso Mesh. All beam elements of the structure were modeled using Bar elements. For the numerical solution of the presented problem, the nonlinear solver 106 - Nonlinear Static was used.

Results. A numerical calculation of the stress-strain state of the nose strut of the aircraft landing gear during global modeling was carried out. Visualization of linear movement, normal stresses on the upper and lower surface of the wall, deflection of the wall and the plate between the reinforcement elements, local representation of the equilibrium of the element in terms of axial force and bending moment was obtained. Graphs of these characteristics of the stress-strain state of the structure are constructed. A comparative analysis of the results of calculations of local and global models was made.

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

Practical value. The results of the comparative analysis of global and local models and the method of numerical calculation of the stress-strain state of a complex structure can be used for further assessment of the resource and static strength of the structure of the aircraft landing gear compartment.

Key words: global model, stress-strain state, stand landing gear, fuselage, stiffeners, finite elements (FE).

References

1. Zenkevich, O. (1975). Metod konechnykh elementov v tekhnike [Finite element method in engineering]. Moscow, Russia: World, 542.

2. Boyko, A. P., Manulin, Yu. O., Strela, M. S. (2016). Analiz napruzhenno-deformovanogo stanu osnovnogo stoyaka shasi litakiv tipu Su-27 pri viznachenni mozhlivosti podalshoyi ekspluatatsiyi za mezhami pryznacheni pokaznikiv [Analysis of the stress-strain state of the main riser of the landing gear of Su-27 aircraft in determining the possibility of further operation beyond the specified parameters]. DNDIA, 12(19), 160–165.

3. Trubachev, S. I., Alekseychuk, O. N. (2014) The calculation of the stress-strain state of the front landing gear transport aircraft/ Information systems, mechanics and care: Mechanics, 11, 88–91.

4. Tsybaneva, G. V., Ageev, M. A., Titenkov, R. V. (2008). Analiz osobennostey nagruzheniya elementov oporyi shassi samoleta s tselyu ih ucheta pri otsenke nesuschey sposobnosti konstruktсии [Analysis of the loading features of the elements of the aircraft landing gear support in order to take them into account when assessing the bearing capacity of the structure]. Strength of materials, 4, 87–94.

5. Malashenko, L.A., Ryabkov, V.I., Kobylyansky, A.A. a.o., ed (1987). *Proektirovanie detaley, uzlov i agregatov samoleta* [Design of parts, components and assemblies of the aircraft]. Kharkiv: Kharkiv Aviation Institute, 102.
6. Evseev, L.A., ed (1985). *Raschet na prochnost kryila bolshogo udlineniya* [Calculation of the strength of the high aspect ratio wing]. Kharkiv: Kharkiv Aviation Institute, 106.
7. Tymoshenko, S. P., Voinovsky-Krieger, S. (1996). *Plastiny i obolochki* [Plates and shells]. Moscow, Russia: Science, 636.
8. Strigius, V. E. (2012). *Metody rascheta ustalostnoy dolgovechnosti elementov aviakonstruktsiy* [Methods for calculating the fatigue life of aircraft structural elements]. Moscow, Russia: Mechanical Engineering, 272.
9. Masaliga, D. V., Homa, R. I. (2013). *Otsinka napruzhenno-deformovanogo stanu elementiv konstruktsiyi shasi litaka z vrahuvannyam mizhelementnih zv'yazkiv* [Estimation of the stress-strain state of airplane landing gear structural elements with consideration of inter-element connections]. *Information systems, mechanics and care: scientific and technical collection*, 9, 52–61.
10. Taylor, J. (1971). *Nagruzki, deystvuyuschie na samolet* [Aircraft loads]. Moscow, Russia: Mechanical Engineering, 341.
11. Gudkov, A.I., Leshakov, P.S. (1968). *Vneshnie nagruzki i prochnost letatelnykh apparatov* [External loads and aircraft strength]. Moscow, Russia: Mechanical Engineering, 470.
12. Gladkyj V. F. (1975). *Prochnost, vibratsiya i nadezhnost konstruktsii letatel'nogo apparata* [Strength, vibration and reliability of the aircraft structure]. Moscow, Russia: Science, 456.
13. Yakhno, B.O., Gladsky, M.N. ed (2015). *MSC Patran v inzhenernykh zadachah* [MSC Patran in engineering tasks]. Kyiv: Kyiv Polytechnic Institute, 128.
14. Rudakov, K.M. ed (2007). *Chiselni metodi analizu v dinamitsi ta mitsnosti konstruktsiy* [Numerical methods of analysis in the dynamics and strength of structures]. Kyiv: Kyiv Polytechnic Institute, 379.
15. Rusinski, E. (2000). *Udoskonalenyi metod kintsevykh elementiv u nesuchih konstruktsiyah* [An improved method of end elements in load-bearing structures]. Poland. Wroclaw: Oficyna Wydawnicza Politechniki Wroclawskiej, 444.
16. Levytska, T.I., Pozhuieva, I.S., Mityrashkin, O.V., Manzhos, O.D. (2023). *Rozrahunok napruzhenodeformovanogo stanu nosovoi' stijky shasi litaka z radiusnym perehodom za tovshhynuju pry pobudovi lokal'noi' modeli* [Calculation of the stress-strain state of the nose strut of an aircraft with a radial transition in thickness during the construction of a local model]. *New materials and technologies in mechanical engineering*, 4, 67–72.
17. Levytska, T.I., Pozhuieva, I.S., Mityrashkin, O.V., Manzhos, O.D. (2023). *Porivnjannja analitychnogo ta chysel'nogo rozrahunkiv napruzhenodeformovanogo stanu stinky vidsiku nosovoi' stijky shasi litaka* [Comparison of analytical and numerical calculations of the stress-strain state of the wall of the nose strut compartment of the aircraft landing gear]. *Bulletin of the Dnipro University "Rocket-space technology"*, 4(32), 26, 83–91.

УДК 621.43.011

- Георгій Слинко д-р техн. наук, професор, професор кафедри автомобілів, теплових двигунів та гібридних енергетичних установок Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: gslynko@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-1954-8530
- Володимир Корогодський д-р техн. наук, професор, професор кафедри двигунів внутрішнього згорання Харківського національного автомобільно-дорожнього університету, м. Харків, Україна, e-mail: korohodskiy@khadi.kharkov.ua, ORCID: 0000-0002-1605-4631
- Олександр Кушнір магістр, незалежний дослідник, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: sanor.kushnir2000@gmail.com
- Роман Сухонос магістр, старший викладач кафедри автомобілів, теплових двигунів та гібридних енергетичних установок Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: romevs@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0001-9683-3389
- Віра Слинко старший викладач кафедри автомобілів, теплових двигунів та гібридних енергетичних установок Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: vslynko@zpu.edu.ua, ORCID: 0000-0002-4553-8387

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КУТА МІЖ КРИВОШИПАМИ НА ЗАПАС МІЦНОСТІ НЕПОВНООПОРНОГО КОЛІНЧАСТОГО ВАЛУ 2-ЦИЛІНДРОВОГО ОПОЗИТНОГО ДВИГУНА

Мета роботи. Метою дослідження є зменшити навантаження, що діють на елементи неповноопорного колінчастого валу двоциліндрового опозитного двигуна внутрішнього згорання за рахунок вибору оптимального значення кута між кривошипами. Це дасть можливість підвищити запас надійності колінчастого валу.

Методи дослідження. В роботі використовуються теоретичні (перехід від конкретного до абстрактного), емпіричні (спостереження, вимірювання, порівняння) та комплексні (абстрагування, моделювання, аналіз і синтез) методи досліджень. Для виконання дослідження використовувалась комп'ютерна програма Engine Calculation, пакет програм Microsoft Office. Об'єкт дослідження – чотиритактний двоциліндровий опозитний бензиновий мотоциклетний двигун МТ-10-36. Предмет дослідження – вплив кута між кривошипами γ_k неповноопорного колінчастого валу на запас міцності двоциліндрового опозитного двигуна.

Отримані результати. Вирішено актуальне питання підвищення надійності двоциліндрового бензинового ДВЗ з різним кутом між кривошипами колінчастого валу γ_k . Розраховані сили, що діють на шатунні та корінні шийки колінчастого валу базового двигуна МТ-10-36 та двигунів зі зміненим кутом γ_k (всього 5 варіантів). Розраховано моменти, які набігають на всі корінні та шатунні шийки колінчастого валу, для двигунів з різним кутом γ_k . Розраховані чисельні значення запасів міцності елементів колінчастого валу дозволяють стверджувати, що двигуни з кутами $\gamma_k = 210$ град., $\gamma_k = 240$ град. або $\gamma_k = 270$ град. мають покращені показники надійності (у порівнянні з базовим двигуном).

Наукова новизна. Відому методику розрахунку сил, що діють на корінні шийки ДВЗ, модифіковано для двоциліндрових опозитних двигунів, які не мають проміжної (середньої) корінної шийки; вперше отримано діаграми навантаження на корінні шийки для двоциліндрового опозитного неповноопорного ДВЗ з кривошипами, що зміщені на $\gamma_k = 210$ град., $\gamma_k = 240$ град., $\gamma_k = 270$ град.; вперше отримано графіки моментів, які набігають на шатунні та корінні шийки для двоциліндрового опозитного неповноопорного двигуна МТ-10-36 з кривошипами, що зміщені на $\gamma_k = 210$ град., $\gamma_k = 240$ град., $\gamma_k = 270$ град.

Практична цінність. Методика визначення впливу кута між кривошипами неповноопорного колінчастого валу двоциліндрового ДВЗ на запас міцності колінчастого валу ДВЗ може бути використана при проектуванні нових двоциліндрових опозитних та V-подібних ДВЗ різного призначення.

Ключові слова: чотиритактний двигун внутрішнього згорання, запас міцності, момент, колінчастий вал, корінна шийка, шатунна шийка.

Вступ

Питання міцності і надійності деталей є одними із найважливіших факторів поняття «якість» двигунів внутрішнього згорання (ДВЗ).

Базовою деталлю будь-якого двигуна є блок циліндрів, а до ключових відносять: головки блоку циліндрів, колінчастий вал, маховик, розподільний вал, картер зчеплення [1].

З аналізу літературних джерел та досвіду експлуатації встановлено, що частина двигунів внутрішнього згорання для мототехніки, літальних апаратів, товарів народного споживання оснащується неповноопорними колінчастими валами, які внаслідок відсутності проміжної корінної шийки мають збільшене навантаження на інші корінні шийки і на щоки валу [2, 3]. Це викликає прискорене зменшення ресурсу колінчастого валу та, за несприятливих перевантажень чи форсуванні двигуна – руйнування валу. Тому в роботі розглянуто актуальне питання впливу конструкції неповноопорного колінчастого валу (а саме кута між кривошипами γ_k) на його запас міцності.

Аналіз досліджень та публікацій

Колінчастий вал є однією з найбільш напружених деталей двигуна, й до того ж, трудомісткою при виготовленні. При роботі вал навантажується перемінними силами і моментами, і зазнає дії крутильних, згинаючих і повздовжніх коливань, які за несприятливих умов (резонансні і близькі до них режими роботи) можуть суттєво збільшувати навантаження на валу від основних газових та інерційних сил. Шийки вала під дією тертя зношуються. Тому колінчастий вал повинен мати високу міцність, жорсткість і зносостійкість [4–6].

Основним елементом колінчастого валу є коліно, яке складається з корінних шийок, шатунної шийки і щік. Останні можуть бути виконані як єдине ціле з противагами.

Існує два види колінчастих валів, що відрізняються за типом опори – повноопорні і неповноопорні [5].

У повноопорних валах корінних шийок більше, ніж шатунних, при цьому корінні шийки розташовані з обох боків шатунних шийок, чергуючись із ними (всього корінних шийок на одну більше, ніж шатунних) [7, 8].

У неповноопорних колінчастих валах корінних шийок менше, ніж шатунних, або стільки ж, при цьому з обох боків щоки може бути дві зміщені на певний кут шатунних шийок.

Неповноопорні колінчасті вали мають простішу конструкцію, проте вони через меншу кількість точок опори на картер двигуна повинні бути жорсткішими і міцнішими, а значить – і важчими (рис. 1). Тому на сьогодні більшого поширення набули повноопорні колінчасті вали, які при більш складному виробництві є легшими та надійнішими [5].

Загалом, число і взаємне розташування колін залежить від числа циліндрів, їх розташування і тактності двигуна [5]. При цьому важливим є рівномірність запалювання в циліндрах двигуна, а також врівноваженість сил і моментів інерції.

Колінчасті вали виготовляють куванням та штампуванням зі сталі, а також литтям зі спеціального високоміцного чавуну. При отриманні литих валів суттєво скорочуються витрати на механічну обробку

при забезпеченні раціональних геометричних форм валу, але литі вали поступаються міцністю штампованим [5].



Рисунок 1. Неповноопорний колінчастий вал зі зломом по центральній щоці

Постійно змінні в часі сили та моменти, які діють на деталі кривошипно-шатунного механізму, за умови їх невірноваженості, викликають значні вібрації. Зазвичай, інженерами та дослідниками розглядаються результуючі сили інерції I та II порядку (ΣP_{ji} , ΣP_{jII}), їх моменти (ΣM_{ji} , ΣM_{jII}), а також результуючі відцентрові сили інерції та їх моменти (ΣK_R , ΣM_R). За умови $\Sigma P_{jI} = 0$, $\Sigma P_{jII} = 0$, $\Sigma M_{jI} = 0$, $\Sigma M_{jII} = 0$, $\Sigma K_R = 0$, $\Sigma M_R = 0$ двигун вважається повністю врівноваженим [9, 10].

Балансування ДВЗ за допомогою противаг або балансиричних валів ускладнює конструкцію та збільшує масу агрегату. Але такі технічні рішення широко використовуються у 1...4-циліндрових високооберткових ДВЗ для мотоциклів, оскільки в них сили інерції на окремих режимах роботи можуть переважати над газовими силами [11, 12].

Для врівноваження сил та моментів в двоциліндрових двигунах різних схем використовуються додаткові маси на продовженнях щік колінчастих валів, а також додаткові вали з противагами різних конструкцій [9, 11].

Відсутність середньої (проміжної) корінної шийки викликає збільшення навантажень, що діють на корінні шийки, а також на щоки.

Неповноопорні колінчасті вали можуть використовуватися не тільки в опозитних двигунах (MT-10-36, K-750, BMW 1250 GS), а також і в рядних двигунах (Ducati GTL 500, Ducati GTV 500, Honda Africa Twin), і V-подібних двигунах з кутом розвалу циліндрів $0 < \gamma < 180$ град. (Honda Shadow).

На двоциліндрових ДВЗ, зазвичай, кривошипи розташовані або без зміщення, або через $\gamma_k = 180$ град. Проте бувають і інші конструкції. Наприклад, у двигуна Honda CRF1000L Africa Twin кут між кривошипами складає $\gamma_k = 270$ град. За численними відгуками власників мотоциклів з таким двигуном, він має великий ресурс (до 300 тис. км пробігу) у порівнянні з іншими мотоциклами того ж класу [9, 13]. Дисбаланс в роботі такого двигуна усувається за рахунок додаткових врівноважувальних систем. Збільшений кут між кривошипами є можливим

поясненням збільшення ресурсу двигуна, проте в науковій літературі це питання не вивчене.

Висуваємо гіпотезу, що збільшення кута між кривошипами двоциліндрового двигуна до величини $\gamma_k = 270$ град. внаслідок кінематичних та динамічних закономірностей роботи двигуна збільшує надійність однієї з основних його деталей – колінчастого валу.

Мета роботи

Метою дослідження є зменшити навантаження, що діють на елементи неповноопорного колінчастого валу двоциліндрового опозитного двигуна внутрішнього згорання за рахунок вибору оптимального значення кута між кривошипами. Це дасть можливість підвищити запас надійності колінчастого валу.

Матеріал і методика досліджень

Оскільки дана робота присвячена визначенню впливу кута розвалу циліндрів на запас міцності колінчастого валу ДВЗ, в розділі проведено аналіз конструкції опозитного двоциліндрового бензинового двигуна МТ-10-36 мотоцикла «Дніпро» та конструкції його колінчастого валу. Двигун чотиритактний, карбюраторний, верхньоклапанний, потужністю 26,5 кВт [14, 15].

Кривошипно-шатунний механізм двигуна МТ-10-36 складається з колінчастого валу з шатунами, поршнями, поршневими кільцями і поршневими пальцями.

Колінчастий вал двигуна МТ-10-36 неповноопорний, з двома кривошипами, розташованими під кутом $\gamma_k = 180$ град. Колінчастий вал (рис. 2) являє собою вилковку з високоміцного чавуну ВЧ-50-2, і термічно оброблений до твердості НВ 212-255. Колінчастий вал має два коліна, розташованих в одній площині під кутом $\gamma_k = 180$ град., і складається з передньої цапфи, щоки і двох шатунних шийок. Колінчастий вал встановлений в картері двигуна на двох підшипниках [14]. Номінальний діаметр корінних шийок $45 \pm 0,008$ мм, шатунних $48 \pm 0,025$ мм. Шатунні шийки пустотілі, їх порожнини закриті нарізними пробками та закернені. Щоки колінчастого валу, які прилягають до корінних шийок, врівноважені. Для зменшення вібрацій колінчастий вал в зборі з маховиком відбалансований. Маховик виготовлений зі сталі 40Х [14].

Виходячи з існуючих конструкцій ДВЗ для мотоциклів, для дослідження впливу компоновки циліндрів двигуна на запас міцності колінчастого валу ДВЗ обрано наступні варіанти двоциліндрових опозитних двигунів:

- кут між шатунними шийками $\gamma_k = 180$ град., запалювання паливовоздушною сумішшю (ППС) через $\phi = 360$ град. (базовий двигун МТ-10-36) (рис. 3а);

- кут між шатунними шийками $\gamma_k = 180$ град., запалювання ППС одночасне (рис. 3, а);

- кут між шатунними шийками $\gamma_k = 210$ град. (рис. 3б).

- кут між шатунними шийками $\gamma_k = 240$ град. (рис. 3в).

- кут між шатунними шийками $\gamma_k = 270$ град. (рис. 3д).

Питання врівноважування двигуна зі зміщенням кривошипів, безперечно, є важливим, проте в даній праці не розглядається, і є темою окремого дослідження.

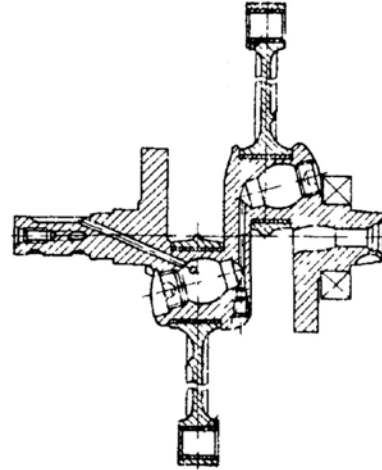


Рисунок 2. Колінчастий вал в зборі з шатунами двигуна МТ-10-36 [14]

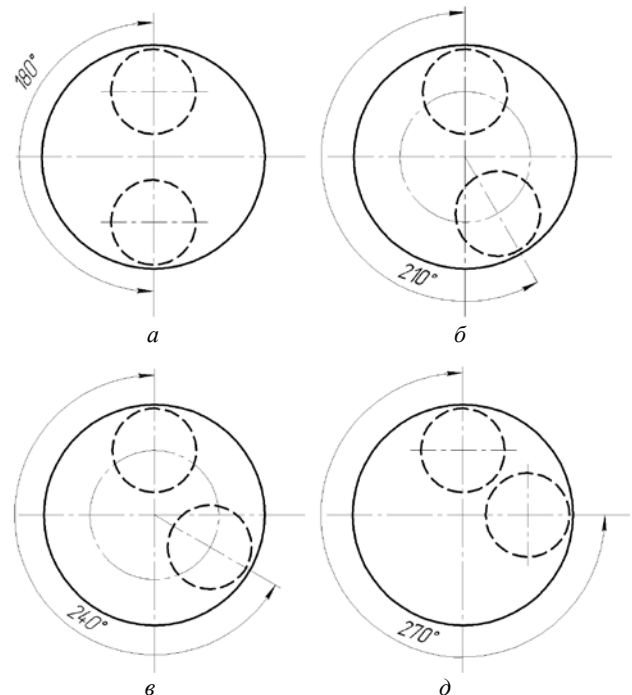


Рисунок 3. Схеми розміщення кривошипів двоциліндрового опозитного ДВЗ через $\gamma_k = 180$ град. (а), $\gamma_k = 210$ град. (б), $\gamma_k = 240$ град. (в), $\gamma_k = 270$ град. (д)

Знаючи величини сил $R'_{k1(I)}$ і $R'_{k1(II)}$, які діють на корінні шийки для циклу двигуна $\phi = 0 \dots 720$ град. п.к.в., зміщення величини сил $R'_{k2(I)}$ і $R'_{k2(II)}$ вважаємо аналогічним, але зі зміщенням на певний кут. Для двигуна із запалюванням ППС через $\phi = 360$ град. п.к.в. (базовий МТ-10-36), відповідно, це зміщення складає $\phi = 360$ град. п.к.в. Для двигуна із одночасним запалюванням ППС зміщення немає.

Кут випередження запалювання у двигуна МТ-10-36 складає 32...36 град. до верхньої мертвої точки [14]; у виконаних розрахунках приймався кут 32 град.

Для двигуна зі зміщенням кривошипів $\gamma_k = 210$ град. п.к.в. зміщення сил $R'_{k2(I)}$ і $R'_{k2(II)}$ відносно сил $R'_{k1(I)}$ і $R'_{k1(II)}$, складає $\varphi = 360 + (210 - 180) = 390$ град. п.к.в.

Для двигуна зі зміщенням кривошипів 240 град. п.к.в. – $\varphi = 410$ град. п.к.в. Для двигуна зі зміщенням кривошипів 270 град. п.к.в. – $\varphi = 450$ град. п.к.в.

Колінчастий вал ДВЗ сприймає періодичні навантаження від сил тиску газів, сил інерції та обертальних моментів. Колінчастий вал піддається скручуванню, вигину та розтягуванню-стиску; моменти, що періодично змінюються, викликають, крім того, крутильні коливання, внаслідок яких відбувається додаткове скручування.

Розрахунок колінчастого валу ДВЗ на міцність виконано за модифікованою методикою [10], яка складається з наступних етапів:

- визначення питомого тиску на поверхні шийок;
- розрахунок корінних шийок;
- розрахунок шатунних шийок;
- розрахунок щік.

При розрахунках використано формули опору матеріалів. Запаси міцності елементів колінчастого валу визначались за одним із двох способів – за границею втоми або за границею текучості.

Запас міцності основних елементів колінчастого валу має бути, не менше [5]: корінна шийка – 3...5; шатунна шийка – 2...3; щока – 2...3.

Виклад основного матеріалу дослідження

На основі паспортних даних двигуна МТ-10-36 [14, 15] за методикою [16] в комп'ютерній програмі Engine Calculation виконано розрахунок термодинамічного циклу, побудована індикаторна діаграма тиску газів в циліндрі (рис. 4).

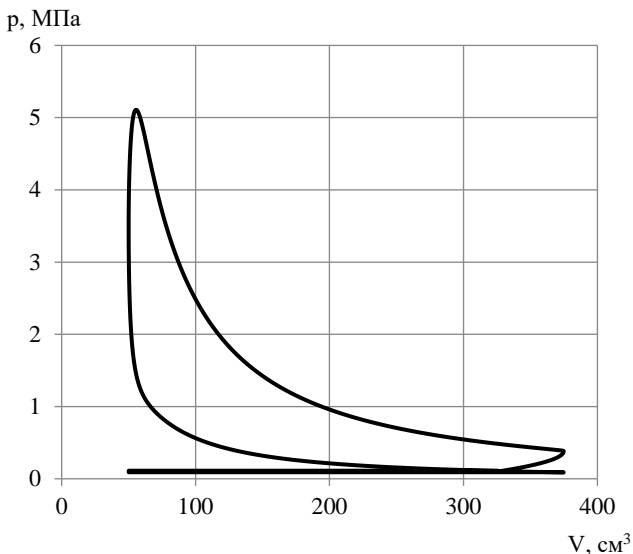


Рисунок 4. Індикаторна діаграма двигуна МТ-10-36

За методикою [16] виконано розрахунок сил, що діють на поршень, шатун, кривошип двигуна, а також обертального моменту на кривошипі. Далі, використовуючи модифіковану методикою [10] виконано розрахунок сил та реакцій, що діють на шатунні та корінні шийки колінчастого валу двигуна.

Розрахункова схема діючих сил показана на рисунку 5.

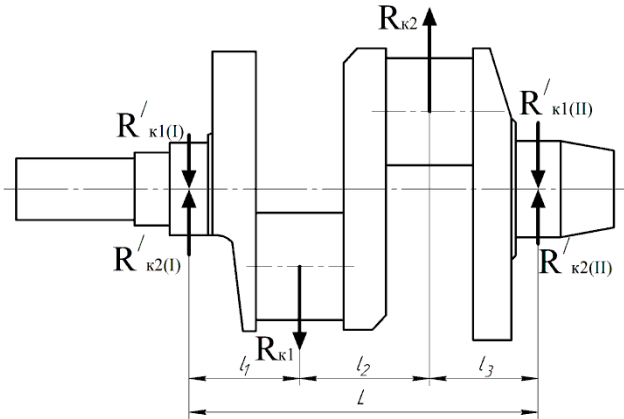


Рисунок 5. Схема колінчастого валу двигуна МТ-10-36 з силами, що діють на шийки

Результуюча сила $R_{кш}$, діюча на кожну корінну шийку, визначається геометричним складанням сил, рівних, але протилежно направлених по відношенню до сил, що передаються від двох колін двигуна

$$\bar{R}_{кш} = \bar{R}'_{k1} + \bar{R}'_{k2}, \quad (1)$$

де R'_{k1} і R'_{k2} – сили, що передаються від 1-го і 2-го колін на корінні шийки.

Зважаючи на конструкцію колінчастого валу, який відрізняється від типових конструкцій ДВЗ відсутністю проміжної корінної шийки між двома шатунними, визначаємо величини R'_{k1} і R'_{k2} наступним чином:

- діють на 1-шу корінну шийку

$$R'_{k1(I)} = -R_{k1} \cdot l_1 / L, \quad (2)$$

$$R'_{k2(I)} = -R_{k2} \cdot (l_1 + l_2) / L; \quad (3)$$

- діють на 2-гу корінну шийку:

$$R'_{k1(II)} = -R_{k1} \cdot (l_2 + l_3) / L, \quad (4)$$

$$R'_{k2(II)} = -R_{k2} \cdot l_3 / L. \quad (5)$$

В формулах (1–5) величинами l_i та L показано відстані між осями корінних та шатунних шийок.

Тепер можна визначити результуючі сили $R_{кш}$, діючі на 1-шу та 2-гу корінні шийки [10]:

$$R_{кш1} = R'_{k1(I)} + R'_{k2(I)}, \quad (6)$$

$$R_{кш2} = R'_{к1(II)} + R'_{к2(II)}, \quad (7)$$

Проте, оскільки розрахований двигун опозитний, а значить, сили, що діють у 2-му циліндрі, протилежні за напрямом у системі координат сил 1-го циліндра, в формулах (6) і (7) знак «+» замінюємо на «-». Тоді

$$R_{кш1} = R'_{к1(I)} - R'_{к2(I)}, \quad (8)$$

$$R_{кш2} = R'_{к1(II)} - R'_{к2(II)}, \quad (9)$$

Для динамічного розрахунку дійсний кривошипно-шатунний механізм замінено динамічно еквівалентною системою зосереджених мас: маса поршневої групи $m_p = 0,501$ кг; маса шатунної групи $m_{ш} = 0,525$ кг; маса шатуна, зосереджена на осі поршневого пальця $m_{шп} = 0,131$ кг; маса шатуна, зосереджена на осі кривошипа $m_{шгк} = 0,394$ кг; маса невірноважених частин одного коліна вала без противаг $m_k = 0,573$ кг; маси, що здійснюють зворотньо-поступальний рух $m_j = 0,632$ кг; маси, що здійснюють обертальний рух $m_R = 0,967$ кг.

На рисунку 6 показана діаграма навантаження на корінні шийки двигуна МТ-10-36 в базовому виконанні з кутом між кривошипами $\gamma_k = 180$ град.; з одночасним запалюванням ППС з $\gamma_k = 180$ град.; з кутом між кривошипами $\gamma_k = 210$ град.; $\gamma_k = 240$ град.; $\gamma_k = 270$ град.

З розгорнутих діаграм $R_{кш}$ (рис. 6) визначаємо максимальні $R_{кш1(2) \max}$, середні $R_{кш1(2) \text{ ср}}$ та мінімальні $R_{кш1(2) \min}$ значення: сил, що діють на 1-шу та на 2-гу корінні шийки. Ці величини занесено до таблицю 1.

В таблиці 1 жирним шрифтом виділено найбільші (в абсолютному значенні) величини сил, що діють на корінні шийки, по кожному варіанту двигуна.

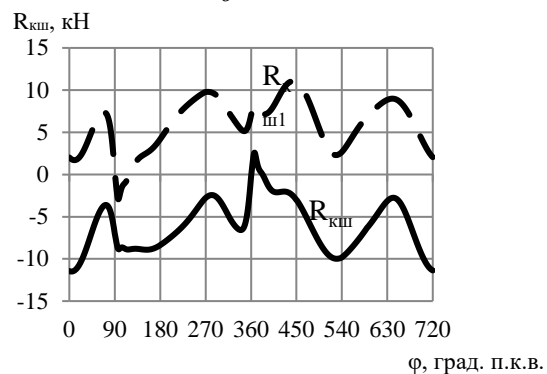
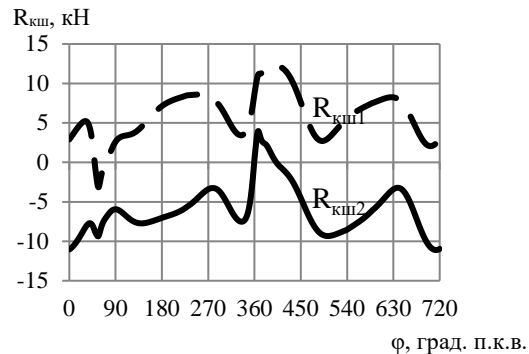
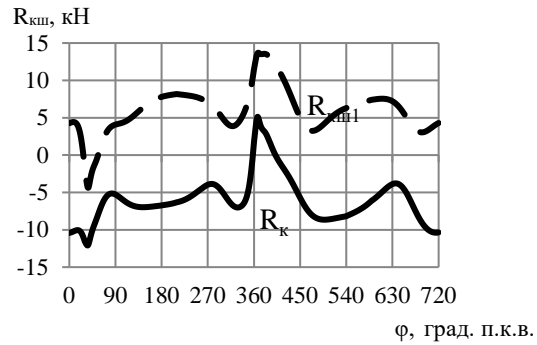
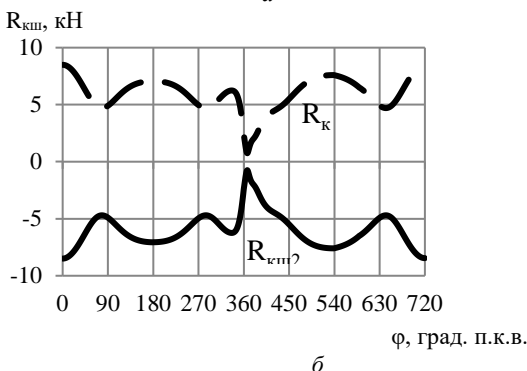
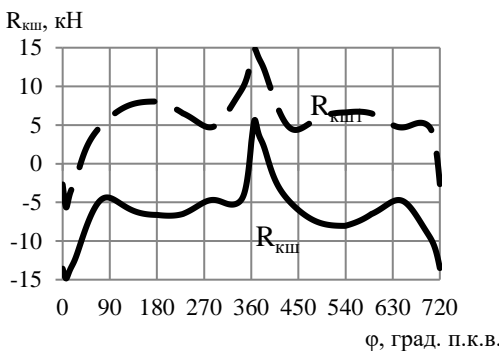


Рисунок 6. Діаграми навантаження на корінні шийки:

- a* – базового двигуна МТ-10-36 (із запалюванням паливоповітряної суміші через $\phi = 360$ град. п.к.в.);
- б* – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 180$ град., з одночасним запалюванням паливоповітряної суміші;
- в* – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 210$ град.;
- д* – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 240$ град.;
- е* – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 270$ град.;

--- $R_{кш1}$; — $R_{кш2}$

Базовий двигун МТ-10-36, згідно до розрахунків, найбільш врівноважений, і це підтверджується даними з літературних джерел [5, 9, 17], проте навантаження на корінні шийки в нього найбільше і складає $|R_{кш1 \max}| = |R_{кш2 \max}| = 14,8$ кН.

У двигуна із одночасним запалюванням в обох циліндрах має місце найменше навантаження на корінні шийки. Це пояснюється тим, що у опозитного двигуна при одночасному робочому ході двох поршнів всі сили діють «віддзеркалено». Але такий двигун є найбільш невірноваженим [5, 9, 17]. У двигунів зі зміщенням кривошипа на $\gamma_k = 210$ град., $\gamma_k = 240$ град. і

$\gamma_k = 270$ град. по мірі зростання величини зміщення кривошипа збільшується невірноваженість двигуна (у порівнянні з базовим двигуном МТ-10-36), але одночасно зменшується максимальне значення сил, діючих на корінні шийки – на 7,7 %, 17,6 % і 22,5 %, відповідно. Тобто, збільшення величини γ_k у двигуна, як очікується, може підвищити його надійність.

Для розрахунків навантажень, що діють на корінні та шатунні шийки колінчастого валу двигуна, треба знати не тільки сили, а також і набігаючі моменти. Користуючись положеннями та рекомендаціями [11], для неповноопорного колінчастого валу приймаємо, що на 1-шу корінну шийку діє момент

$$M_{кш1} = 0. \quad (10)$$

На 2-гу корінну шийку діють моменти від 1-го та 2-го циліндрів:

$$M_{кш2} = M_{кр1} + M_{кр2}. \quad (11)$$

При розрахунку $M_{кш2}$ треба обов'язково враховувати порядок роботи циліндрів та зміщення кривошипів.

На 1-шу і 2-гу шатунні шийки діють набігаючі моменти

$$M_{шш1} = 0,5 \cdot (M_{кр1} + M_{кр2}), \quad (12)$$

$$M_{шш2} = M_{кш2} + 0,5 \cdot (M_{кр1} + M_{кр2}). \quad (13)$$

З врахуванням формул (10–13) знаходимо моменти на корінних та шатунних шийках для двигунів з різними кутами між шатунними шийками γ_k . Побудовано криві моментів (рис. 7), і знайдено максимальні та мінімальні значення $M_{кш1}$ і $M_{шш1}$ (табл. 2).

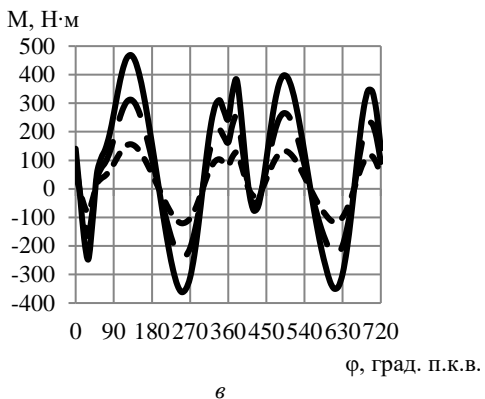
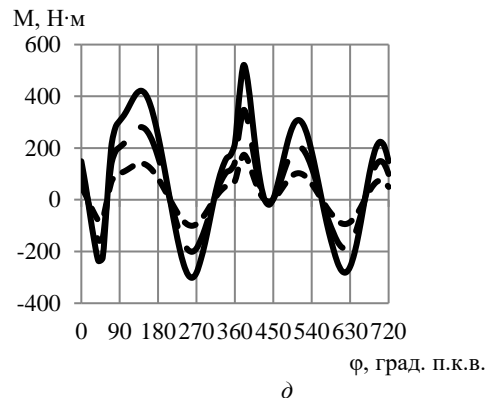
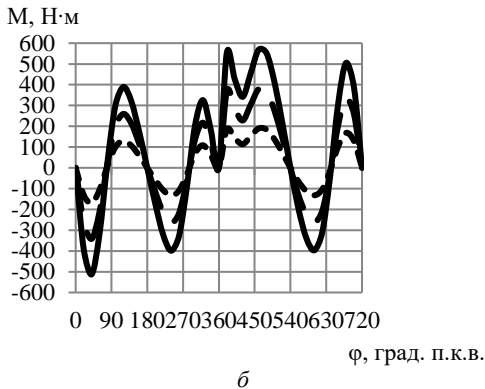
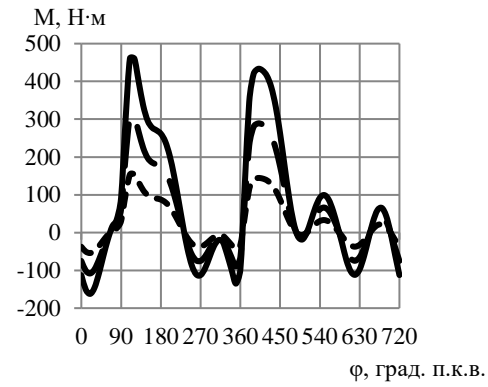
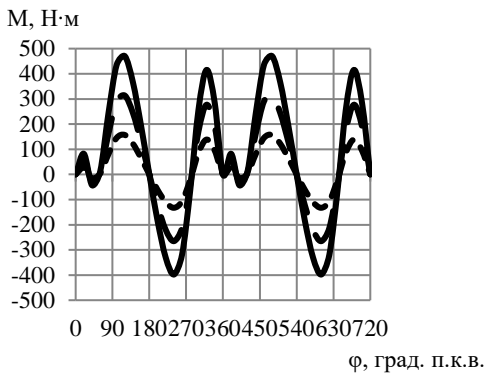


Рисунок 7. Криві набігаючих моментів, які скручують шатунні та корінні шийки колінчастого валу:

- а – базового двигуна МТ-10-36 (із запалюванням паливоповітряної суміші через $\phi = 360$ град. п.к.в.);
- б – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 180$ град., з одночасним запалюванням паливоповітряної суміші;
- в – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 210$ град.;
- д – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 240$ град.;
- е – з кутом між кривошипами $\gamma_k = 270$ град.;

--- $M_{шш1}$; — $M_{шш2}$; — $M_{кш2}$

Таблиця 1 – Екстремуми та середні значення сил, що діють на 1-шу та на 2-гу корінні шийки, Н

Кут між шатунними шийками	$R_{кш1 \max}$	$R_{кш1 \min}$	$R_{кш1 \text{ ср}}$	$R_{кш2 \max}$	$R_{кш2 \min}$	$R_{кш2 \text{ ср}}$
$\gamma_k = 180$ град., із запалюванням ППС через $\phi = 360$ град. п.к.в.	14833,8	-5665,0	5979,3	5665,0	-14833,8	-5979,3
$\gamma_k = 180$ град., з одночасним запалюванням ППС ($\phi = 0$ град. п.к.в.)	8493,5	740,9	5979,3	-740,9	-8493,5	-5979,3
$\gamma_k = 210$ град.	13697,3	-4374,6	5979,3	5125,4	-12088,0	-5979,3
$\gamma_k = 240$ град.	12222,6	-3149,2	5979,3	3967,2	-11108,1	-5979,3
$\gamma_k = 270$ град.	11494,1	-2597,6	5979,3	2941,7	-10991,5	-5979,3

Таблиця 2 – Екстремуми набігаючих моментів, що діють на шатунні та корінні шийки, Н·м

Кут між ШШШ	$M_{кш1}$	$M_{кш2}$		$M_{шш1}$		$M_{шш2}$	
		max	min	max	min	max	min
$\gamma_k = 180$ град., із запалюванням ППС через $\phi = 360$ град. п.к.в.	0	313,68	-265,35	156,84	-132,68	470,52	-398,03
$\gamma_k = 180$ град., з одночасним запалюванням ППС ($\phi = 0$ град. п.к.в.)	0	378,86	-341,96	189,43	-170,98	568,29	-512,94
$\gamma_k = 210$ град.	0	312,60	-233,97	156,30	-120,61	468,90	-361,82
$\gamma_k = 240$ град.	0	346,77	-201,03	173,39	-100,51	520,16	-301,54
$\gamma_k = 270$ град.	0	307,21	-108,18	153,61	-54,09	460,82	-162,26

З отриманих результатів (рис. 7, табл. 2) видно, що максимальні та мінімальні значення набігаючих моментів на корінні $M_{кш}$ та шатунні шийки $M_{шш}$ двигуна МТ-10-36 при зміні кута між шатунними шийками колінчастого валу:

- у базового двигуна з $\gamma_k = 180$ град., із запалюванням ППС через $\phi = 360$ град. п.к.в., не є оптимальними;

- найбільші у двигуна з $\gamma_k = 180$ град., з одночасним запалюванням ППС.

Розраховано запас міцності елементів колінчастого валу двигуна МТ-10-36, працюючого на номінальному режимі, в п'яти варіантах.

При виконанні цих розрахунків на міцність геометричні параметри, форма та матеріал колінчастого валу не змінювались. Варіювались наступні величини:

- максимальна результуюча сила, що діє на 1-шу (або 2-гу) корінну шийку $R_{кш1(2) \max}$;

- середня результуюча сила, що діє на корінну шийку $R_{кш \text{ ср}}$;

- максимальний набігаючий момент на корінну шийку $M_{кш \max}$;

- мінімальний набігаючий момент на корінну шийку $M_{кш \min}$;

- максимальний набігаючий момент на шатунну шийку $M_{шш \max}$;

- мінімальний набігаючий момент на шатунну шийку $M_{шш \min}$.

Результати розрахунків запасів міцності елементів колінчастого валу двигуна занесено до таблиці 3.

Таблиця 3 – Запаси міцності елементів колінчастого валу двигуна

Кут між шатунними шийками	$n_{кш}$		$n_{шш}$		$n_{ц}$
	1-ша КШ	2-га КШ	1-ша ШШШ	2-га ШШШ	
$\gamma_k = 180$ град., із запалюванням ППС через $\phi = 360$ град. п.к.в.	∞	9,3	3,9	3,3	3,5
$\gamma_k = 180$ град., з одночасним запалюванням ППС ($\phi = 0$ град. п.к.в.)	∞	7,5	3,8	3,0	3,5
$\gamma_k = 210$ град.	∞	9,9	3,9	3,3	3,5
$\gamma_k = 240$ град.	∞	9,8	3,9	3,3	3,5
$\gamma_k = 270$ град.	∞	12,8	3,9	3,6	3,5
Мінімально необхідний запас міцності [10]	3,0...5,0		2,0 ... 3,0		

Розраховані запаси міцності елементів колінчастого валу – корінної шийки ($n_{кш}$), шатунної шийки ($n_{шш}$), щоки ($n_{ц}$) – на кручення, згин і розтягування-стиснення більші за мінімально необхідні.

З отриманих результатів видно, що найбільш вразливими місцями колінчастого валу двигуна МТ-10-36 є шатунна шийка та щока. Розрахований запас міцності корінної шийки забезпечує її надійну роботу при форсуванні двигуна.

При розрахунку моментів на 1-шу корінну шийку було встановлено, що на цю шийку не діють набігаючі моменти, тобто величини $M_{кш \max} = 0$, $M_{кш \min} = 0$. Тому при розрахунку 1-ї корінної шийки величини запасу міцності $n_{кш1}$ показані як безкінечні.

З аналізу отриманих результатів розрахунку на міцність колінчастого валу для двигунів з різною величиною кута між шатунними шийками γ_k встановлено наступне:

1. Двигун з одночасним запалюванням ППС в обох циліндрах має менші (на 1,3...19,6 %) запаси

міцності елементів колінчастого валу, ніж у базового двигуна МТ-10-36;

2. Колінчасті вали з кутом між шатунними шийками $\gamma_k = 210$ град. і з кутом $\gamma_k = 240$ град. мають більш на 0,2...5,7 % запаси міцності, ніж колінчастий вал базового двигуна МТ-10-36;

3. Колінчастий вал з кутом між шатунними шийками $\gamma_k = 270$ град. має значно більший запас міцності, ніж колінчастий вал базового двигуна:

- для 2-ї, найбільш навантаженої корінної шийки – на 37,5 %;

- для 1-ї шатунної шийки – на 1,1 %;

- для 2-ї шатунної шийки – на 8,3 %.

Висновки

В роботі вирішено актуальне питання дослідження впливу кута між кривошипями на запас міцності неповноопорного колінчастого валу двоциліндрового опозитного двигуна. Встановлено, що у ДВЗ зі зміщенням кривошипів на 210 град., 240 град. і 270 град. по мірі зростання величини зміщення кривошипа збільшується невірноваженість двигуна, але одночасно зменшується максимальне значення навантаження (екстремум) на корінні шийки – на 7,7 %, 17,6 % і 22,5 %, відповідно.

Розраховано набігаючі моменти на всі корінні та шатунні шийки колінчастого валу, для двигунів з різним кутом між шатунними шийками γ_k (всього 5 варіантів), визначено найбільше та найменш навантажені. 1-ша корінна шийка не навантажена крутним моментом. Із двох шатунних шийок більше навантажена 2-га (за рахунок додаткового набігаючого моменту $M_{кш 2}$).

Розраховано запас міцності елементів колінчастого валу двигуна МТ-10-36, працюючого на номінальному режимі. Розраховано запаси міцності на кручення, згин і розтягування-стиснення. Встановлено, що найбільш вразливими місцями колінчастого валу двигуна МТ-10-36 є шатунна шийка та щока. Розрахований запас міцності корінної шийки забезпечує її надійну роботу при можливому форсуванні двигуна.

Розраховані чисельні значення запасів міцності елементів колінчастого валу дозволяють стверджувати, що двигуни з кутами $\gamma_k = 210$ град., $\gamma_k = 240$ град. або $\gamma_k = 270$ град. мають покращені показники надійності (у порівнянні з базовим двигуном). Кінематична схема опозитного або V-подібного ДВЗ з кутом $\gamma_k = 270$ град. є перспективною, оскільки має підвищений (на 1,1...37,5 %) запас міцності колінчастого валу.

За результатами дослідження впливу кута між кривошипями на запас міцності неповноопорного колінчастого валу двоциліндрового опозитного ДВЗ встановлено, що дане актуальне питання може мати подальший науковий та практичний розвиток – необхідно розглянути врівноважування двигуна при куті між кривошипями $\gamma_k = 270$ град.

Список літератури

1. Двигуни внутрішнього згорання: Серія підручників у 6 томах. Т. 6. Надійність ДВЗ / Ф. І. Абрамчук, М. К. Рязанцев, А. Ф. Шеховцов. – За ред. А. П. Марченка, А. Ф. Шеховцова. – Харків: Видавн. центр НТУ «ХПІ», 2004. – 421 с.

2. Gunarajah J. Fatigue Life and Stress Analysis of a Single Cylinder Four Stroke Crankshaft / Jayanthan Gunarajah, S. A. Abu Bakar, I. I. Mazali // International Journal of Automotive and Mechanical Engineering. – 2024. – № 21(3). – P. 11695–11711. DOI: 10.15282/ijame.21.3.2024.19.0902

3. Kurbet S. N. Material testing and evaluation of crankshafts for structural analysis / S.N. Kurbet, Vinay V Kuppast, Basavaraj Talikoti // Materials Today Proceedings. – 2020. – № 34(2). DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.112

4. Марченко А. П. Двигуни внутрішнього згорання: Серія підручників у 6 томах. Т. 1. Розробка конструкцій форсованих двигунів наземних транспортних машин / А. П. Марченко, М. К. Рязанцев, А. Ф. Шеховцов. – За редакцією А. П. Марченка, А. Ф. Шеховцова. – Харків: Прапор, 2004 – 384 с.

5. Автомобільні двигуни. Підручник / Ф. І. Абрамчук, Ю. Ф. Гутаревич, К. Є. Долганов, І. І. Тимченко. – 3-тє видання. – К.: Арістей, 2006. – 476 с.

6. Li Wei. Analysis of a crankshaft fatigue failure / Wei Li, Qing Yan, Jianhua Xue // Engineering Failure Analysis. – 2015. – Vol. 55. – P. 139–147. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.05.013

7. Modeling and Simulation of Material Type Effects on the Mechanical Behavior of Crankshafts in Internal Combustion Engines / Н. М. Nazha, М. Adrah, Т. Osman, М. Shash // Modelling. – 2024. – № 5(4). – P. 1550–1567. DOI: 10.3390/modelling5040081

8. Crankshaft failure analysis of a boxer diesel motor / M. Fonte, V. Anes, P. Duarte et al. // Engineering Failure Analysis. – 2015. – Vol. 56. – P. 109–115. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.03.014

9. Слинько Г. І. Врівноваження 2-циліндрових ДВЗ з різним розташуванням циліндрів / Г. І. Слинько, Р. Ф. Сухонос, О. Д. Кушнір // Тиждень науки-2022. Транспортний факультет: щоріч. наук.-практ. конф., 18-22 квітня 2022 р.: тези доп. / Редкол.: В. В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані. – НУ «Запорізька політехніка», 2022. – С. 127–128.

10. Методичні вказівки щодо виконання курсового проекту «Кривошипно-шатунний механізм» з дисципліни «Конструювання і розрахунок ДВЗ» для студентів спеціальності 8.05050304 «Двигуни внутрішнього згорання» усіх форм навчання / Укл. В. О. Мазін. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2016. – 36 с.

11. Шапко В. Ф. Основи теорії та динаміки автомобільних двигунів: підручник / В. Ф. Шапко, С. В. Шапко. – Харків: Точка, 2016. – 232 с.

12. Calculations for Internal Combustion Engine Crankshafts. Classification Notes. – Indian Register of Shipping. – April 2020. – 72 p.

13. Кушнір О. Д. Дослідження впливу кута між кривошипам на запас міцності неповноопорного колінчастого валу 2-циліндрового опозитного ДВЗ: магістерська робота / О.Д. Кушнір. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2022 – 90 с. / Режим доступу: <https://eir.zp.edu.ua/items/fe381ee1-4d19-462c-83ef-128e8106b6ef>

14. Motorcycle «Днепр» МТ10-36. Operating Instructions / М. : Autoexport, 1980. – 95 p.

15. Motorcycle Dnepr-11 Model КМЗ-8.155 КМЗ-8.155-1 КМЗ-8.155.6. Operation manual КМЗ-8.155 РЭА

/ М. : Autoexport, 1992. – 108 p.

16. Слинько Г. І. Тепловий і динамічний розрахунок ДВЗ : навчальний посібник з курсового проектування / Г. І. Слинько, Р. Ф. Сухонос, В. В. Слинько. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка», 2024. – 130 с.

17. Пода В. Б. Динамічний розрахунок і зрівноваження поршневих двигунів внутрішнього згоряння / В. Б. Пода. – Навч. посібник. – Харків : Нац. аерокосм. ун-т «ХАІ», 2007. – 105 с.

Одержано 05.02.2025

RESEARCH ON THE INFLUENCE OF THE ANGLE BETWEEN THE CRANKPINS ON THE MARGIN OF SAFETY OF THE PARTIALLY SUPPORTED CRANKSHAFT OF A FLAT-TWIN ENGINE

- Georgiy Slyn'ko Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Automobiles, Heat Engines and Hybrid Power Plants, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: gslynko@zp.edu.ua, ORCID: 0000-0002-1954-8530
- Volodymyr Korohodskyi Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Internal Combustion Engines, Kharkiv National Automobile and Highway University, Kharkiv, Ukraine, *e-mail*: korohodskyi@khadi.kharkov.ua, ORCID: 0000-0002-1605-4631
- Olexandr Kushnir M. Sc., Independent Researcher, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: sanor.kushnir2000@gmail.com
- Roman Sukhonos M. Sc., Senior lecturer of the Department of Automobiles, Heat Engines and Hybrid Power Plants, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: romevs@zp.edu.ua, ORCID 0000-0001-9683-3389
- Vira Slinko Senior lecturer of the Department of Automobiles, Heat Engines and Hybrid Power Plants, National University Zaporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail*: vslinko@zp.edu.ua, ORCID 0000-0002-4553-8387

Purpose. The purpose of the study is to reduce the loads acting on the elements of the partially supported crankshaft of a flat-twin internal combustion engine by choosing the optimal value of the angle between the crankpins. This will make it possible to increase the margin of safety of the crankshaft.

Research methods. Theoretical (transition from specific to abstract), empirical (observation, measurement, comparison) and complex (abstraction, modeling, analysis and synthesis) research methods are used. The computer program Engine Calculation and Microsoft Office was used for the study. The object of the study is a four-stroke two-cylinder flat-twin gasoline motorcycle engine MT-10-36. The subject of the study is the influence of the angle between the crankpins γ_k of the partially supported crankshaft on the margin of safety of a crankshaft of flat-twin engine.

Results. The current issue of increasing the reliability of a flat-twin gasoline internal combustion engine with a different angle between the crankshaft crankpins γ_k has been resolved. The forces acting on the connecting rod and main bearings of the crankshaft of the basic engine MT-10-36 and engines with a changed angle γ_k (5 variants) have been calculated. The impact moments on all main and connecting rod bearings of the crankshaft have been calculated for engines with different angles γ_k . The calculated numerical values of the safety margins of the crankshaft parts allow us to state that engines with angles $\gamma_k = 210^\circ$, $\gamma_k = 240^\circ$ or $\gamma_k = 270^\circ$ have improved reliability (in comparison with the basic engine).

Scientific novelty. The known method of calculating the forces acting on the main bearings of internal combustion engines has been modified for flat-twin engines that do not have an intermediate (middle) main bearing. For the first time, load diagrams on the main bearings have been obtained for a partially supported crankshaft of flat-twin internal combustion engine with angles between crankpins $\gamma_k = 210^\circ$, $\gamma_k = 240^\circ$, $\gamma_k = 270^\circ$. For the first time, graphs of the impact moments on the connecting rods and main bearings have been obtained for a partially supported crankshaft of flat-twin engine MT-10-36 with cranks offset by $\gamma_k = 210^\circ$, $\gamma_k = 240^\circ$, $\gamma_k = 270^\circ$.

Practical value. *The method for determining the influence of the angle between the cranks of a partially supported crankshaft of a flat-twin internal combustion engine on the safety margin of the engine's crankshaft can be used in the design of new flat-twin and V-twin internal combustion engines for various purposes.*

Key words: *4-stroke internal combustion engine, safety margin, torque, crankshaft, main bearing, connecting rod bearing.*

References

1. Abramchuk, F.I., Ryazantsev, M.K., Shekhovtsov, A.F. (2004). Dviguni vnutrishnogo zgoroyannya: Seriya pidruchnikiv u 6 tomah. T. 6. Nadijnist DVZ [Internal combustion engines: A series of textbooks in 6 volumes. Vol. 6. Reliability of internal combustion engines] / Edited by A.P. Marchenko, A.F. Shekhovtsov. – Kharkiv (Ukraine) : Publishing center of NTU “KhPI”, 2004, 421 [in Ukrainian].
2. Gunarajah, J., Abu Bakar, S. A., Mazali, I. I. (2024). Fatigue Life and Stress Analysis of a Single Cylinder Four Stroke Crankshaft // International Journal of Automotive and Mechanical Engineering. – 21(3), 11695-11711. DOI: 10.15282/ijame.21.3.2024.19.0902 [in English].
3. Kurbet, S. N., Kuppast, V. V., Talikoti, B. (2020). Material testing and evaluation of crankshafts for structural analysis // Materials Today Proceedings. –34(2). DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.112 [in English].
4. Marchenko, A.P., Ryazantsev, M.K., Shekhovtsov, A.F. (2004). Dviguni vnutrishnogo zgoroyannya: Seriya pidruchnikiv u 6 tomah. T. 1. Rozrobka konstrukcij forsovanih dviguniv nazemnih transportnih mashin [Internal combustion engines: A series of textbooks in 6 volumes. Vol. 1. Development of designs of forced engines of ground transport vehicles] / – Edited by A.P. Marchenko, A.F. Shekhovtsov. – Kharkiv (Ukraine) : Prapor, 2004, 384 [in Ukrainian].
5. Abramchuk, F. I., Gutarevich Ju. F., Dolganov, K. E. (2006). Avtomobil'ni dviguni [Automobile engines]. – Kyiv (Ukraine): Aristej, 476 [in Ukrainian].
6. Li, W., Yan, Q., Xue, J. (2015). Analysis of a crankshaft fatigue failure // Engineering Failure Analysis. – Vol. 55, P. 139–147. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.05.013 [in English].
7. Nazha, H.M., Adrah, M., Osman, T., Shash, M. (2024). Modeling and Simulation of Material Type Effects on the Mechanical Behavior of Crankshafts in Internal Combustion Engines // Modelling. – № 5(4), 1550–1567. DOI: 10.3390/modelling5040081 [in English].
8. Fonte, M., Anes, V., Duarte, P., Reis, L., Freitas, M. (2015). Crankshaft failure analysis of a boxer diesel motor // Engineering Failure Analysis. – Vol. 56, 109–115. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2015.03.014 [in English].
9. Slyn'ko, G.I., Sukhonos, R.F., Kushnir, O.D. (2022). Vrivnovazhennya 2-cilindrovih DVZ z riznim roztashuvannyam cilindriv [Balancing of 2-cylinder internal combustion engines with different cylinder arrangements]. Scientific and Practical Conference Tizhden nauki-2022 – Week of Science-2022, 127–128. Zaporizhzhya : National University Zaporizhia Polytechnic [in Ukrainian].
10. Mazin, V.O. (2016). Metodichni vkazivki shodo vikonannya kursovogo proektu “Krivoshipno-shatunnij mehanizm” z disciplini “Konstruyuvannya i rozrahunok DVZ” dlya studentiv specialnosti 8.05050304 “Dviguni vnutrishnogo zgoroyannya» usih form navchannya [Methodological instructions for course project “Crank-Connecting Rod Mechanism” of the discipline “Design and Calculation of Internal Combustion Engines” for students of the specialty 8.05050304 “Internal Combustion Engines” of all forms of study] / V.O. Mazin. – Zaporizhzhia (Ukraine): ZNTU, 2016, 36 [in Ukrainian].
11. Shapko, V.F. (2016). Osnovi teorii ta dinamiki avtomobilnih dviguniv : pidruchnik [Fundamentals of the theory and dynamics of automobile engines: textbook] / V.F. Shapko, S.V. Shapko. – Kharkiv (Ukraine) : Tochka, 232 [in Ukrainian].
12. Calculations for Internal Combustion Engine Crankshafts. Classification Notes. (2020). / Indian Register of Shipping, 72 [in English].
13. Kushnir, O.D. (2022). Doslidzhennya vplivu kuta mizh krivoshipami na zapas micnosti nepovnoopornogo kolinchastogo valu 2-cilindrovogo opozitnogo DVZ [Research on the influence of the angle between the cranks on the safety margin of a partially supported crankshaft of a 2-cylinder opposed internal combustion engine] : Master's thesis / Zaporizhzhia (Ukraine): National University Zaporizhzhia Polytechnic, 90 Retrieved from <https://eir.zp.edu.ua/items/fe381ee1-4d19-462c-83ef-128e8106b6ef>
14. Motorcycle “Dnepr” MT10-36. Operating Instructions (1980). / Moscow : Autoexport, 95 [in English].
15. Motorcycle Dnepr-11 Model KM3-8.155 KMZ-8.155-1 KM3-8.155.6. Operation manual KMZ-8.155 REA (1992). / Moscow : Autoexport, 108 [in English].
16. Slyn'ko, G.I., Sukhonos, R.F., Slinko, V.V. (2024). Teplovij i dinamichnij rozrahunok DVZ : navchal'nij posibnik z kursovogo proektuvannja [Thermal and dynamic calculation of internal combustion engine: manual for course project]. – Zaporizhzhia (Ukraine): National University Zaporizhzhia Polytechnic, 130 [in Ukrainian].
17. Poda, V.B. (2007). Dinamichnij rozrahunok i zrivnovazhennya porshnevih dviguniv vnutrishnogo zgoroyannya: navchalnyi posibnik [Dynamic calculation and balancing of piston internal combustion engines: textbook]. – Kharkiv (Ukraine) : National Aerospace University “KhAI”, 105 [in Ukrainian].

УДК 539.3

Андрій Пожуєв

канд. фіз.-мат. наук, професор, професор кафедри фундаментальної та прикладної математики Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: scorpio6828@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4083-5139

Володимир Пожуєв

д-р фіз.-мат. наук, професор, професор кафедри теоретичної та прикладної механіки Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: pozhuevvi@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9163-7888

Олена Міхайлуца

канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри електроніки, інформаційних систем та програмного забезпечення Запорізького національного університету, м. Запоріжжя, Україна, e-mail: elenamikhaylutsa7@gmail.com, ORCID: 0000-0003-2935-7997

ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДУ ОРТОГОНАЛЬНОЇ ДИФЕРЕНЦІАЛЬНОЇ ПРОГОНКИ ПРИ АНАЛІЗІ СТАЦІОНАРНИХ ДИНАМІЧНИХ ЗАДАЧ В НЕОДНОРІДНИХ СТРУКТУРАХ

Мета роботи. Розвиток чисельного алгоритму для розв'язання широкого кола задач стаціонарної динаміки про взаємодію пластин і циліндричних оболонок з пружними інерційними основами, механічні параметри яких змінюються по товщині за довільними неперервними або дискретними законами. Розв'язання отриманим алгоритмом конкретних задач і оцінка впливу змінності характеристик середовища на основні динамічні характеристики на прикладі трьох задач стаціонарної динаміки.

Методи дослідження. Для опису руху пластин і оболонок використовуються рівняння типу Тимошенко і рівняння, які базуються на гіпотезі Кірхгофа-Лява. Поведінка основи описується динамічними рівняннями теорії пружності в напруженнях, з яких з врахуванням змінності модуля Юнга і густини виведені рівняння у переміщеннях зі змінними коефіцієнтами, які в загальному випадку не вдається проінтегрувати аналітично. Для отриманої в результаті переходу до амплітуд і запису умов контакту між тонкостінною конструкцією і неоднорідною основою крайової задачі для системи звичайних диференціальних рівнянь застосовується метод ортогональної диференціальної прогонки, який на кожному кроці ортогоналізації використовує метод Рунге-Кутта для розв'язання задачі Коші. Таким чином, в задачах про вільні хвилі і власні частоти розв'язується задача на власні значення, а в задачах про рухомі навантаження треба використовувати зворотній хід і потім застосовувати метод суперпозиції. Для оцінки точності, а також оптимального вибору вузлів ортогоналізації в граничних випадках усіх розглянутих задач за умови однорідної основи знайдені аналітичні розв'язки і проведено порівняння результатів.

Отримані результати. Створено пакет прикладних програм для чисельного розв'язання крайових однорідних і неоднорідних крайових задач для систем звичайних диференціальних рівнянь зі змінними коефіцієнтами, який ґрунтується на методі ортогональної диференціальної прогонки. В даному дослідженні цей пакет застосовується для задач із трьох основних класів задач стаціонарної динаміки: про розповсюдження вільних хвиль в системі циліндрична оболонка – неоднорідний пружний заповнювач, про визначення власних частот в трьохшаровій циліндричній оболонці з неоднорідним середнім шаром і про рух нормального навантаження по пластині на неоднорідній за товщиною основі. В кожній задачі показано вплив неоднорідності основи на фазові швидкості, власні частоти, переміщення пластини. Перевірена за допомогою граничних переходів до відповідних однорідних матеріалів ефективність розробленої програми для більш складних практичних задач і зроблено рекомендації по використанню даного алгоритму для середовищ зі значною кількістю шарів.

Наукова новизна. Отримав розвиток для задач стаціонарної динаміки пластин і оболонок, які взаємодіють з тривимірним неоднорідним інерційним середовищем, алгоритм, який ґрунтується на методі ортогональної диференціальної прогонки. За його допомогою розв'язані три задачі з різних трьох класів даного розділу механіки деформівного твердого тіла. Вказані шляхи подальшого використання розробленого пакета на задачі таких класів.

Практична цінність. Розроблений пакет програм і отримані за його допомогою результати можуть використовуватися в практиці роботи проектних організацій, які займаються розробкою елементів нової техніки, будівництва, прокладкою сучасних автомагістралей. Крім того, математична частина даної публікації може бути корисною не лише в механіці деформівного твердого тіла, а і в тих розділах науки, де виникають красиві задачі для систем звичайних диференціальних рівнянь.

Ключові слова: диференціальні рівняння, ортогональна прогонка, вільні хвилі, власні частоти, перетворення Галілея, рухома система координат.

Вступ

Серед задач механіки твердого деформівного тіла значне місце займають так звані стаціонарні динамічні задачі, коли час присутній неявним способом. До цього класу належать задачі про власні (вільні) та вимушені коливання елементів конструкцій, коли час виключається із розгляду шляхом переходу до амплітуд шуканих переміщень та напружень, задачі про розповсюдження вільних хвиль в пластинах, оболонках та пружному середовищі, а також широкий клас задач про дію рухомого навантаження вздовж елементів конструкцій, коли у випадку необмеженої довжини конструкції у напрямку руху сили і сталої швидкості самого руху час виключається шляхом застосування перетворення Галілея і розгляду картини напружено-деформованого стану в рухомій системі координат. З математичної точки зору вказані дії приводять до того, що для амплітуд або трансформант шуканих величин у випадку застосування інтегральних перетворень ми приходимо до системи звичайних диференціальних рівнянь з відповідними граничними умовами, тобто до крайових задач. Навіть у випадку, коли розглядаються матеріали з незмінними механічними характеристиками, аналітичні методи розв'язання таких систем не завжди працюють. Але на практиці досить часто зустрічаються ситуації, коли з технологічних причин необхідно, щоб модуль Юнга або густина матеріалу були різними в різних точках конструкції і тоді ми будемо мати справу із системою диференціальних рівнянь із змінними коефіцієнтами. З точки зору механіки, це означає, що в різних точках системи частота коливань і швидкість розповсюдження хвиль будуть залежати від координат відповідної точки. Зрозуміло, що аналітично розв'язати задачу в такому випадку при довільних законах зміни характеристик матеріалу неможливо і тому доводиться застосовувати чисельні підходи, орієнтовані на використання ЕОМ.

Найчастіше в таких випадках застосовуються методи, що пов'язані з дискретизацією області, в якій аналізується стаціонарний динамічний процес. Історично першими в цьому напрямку були підходи, що ґрунтуються на методі скінченних різниць, пізніше почали застосовуватися методи скінченних, а потім і граничних елементів. Більше обґрунтованими, в тому сенсі, що доведена їх збіжність, є підходи, які побудовані на методі Рунге-Кутта для систем диференціальних рівнянь першого порядку. Зокрема одним із розвитків даного напрямку є запропонований Годуновим метод ортогональної диференціальної прогонки, який в даній публікації застосовується для розв'язання задач про вільні хвилі, власні коливання, а також дію рухомого навантаження. Зазначимо, що перші дві задачі зводяться до знаходження власних чисел для системи диференціальних рівнянь з нульовою правою частиною, а в третій задачі система диференціальних рівнянь є неоднорідною.

Мета роботи

Метою роботи є розробка пакету прикладних програм для реалізації на ЕОМ методу ортогональної диференціальної прогонки і ілюстрація можливостей підходів, які базуються на цьому методі, для задач стаціонарної динаміки, зокрема в задачах контакту циліндричних оболонок з неоднорідним за товщиною заповнювачем, в задачах про розповсюдження вільних хвиль в циліндричних оболонках із пружним заповнювачем та трьохшарових оболонках, в яких несучі шари розділені шаром зі змінними механічними характеристиками, а також для розрахунку напружено – деформованого стану пластини, яка лежить на пружному шарі, модуль зсуву якого і густина змінюються з глибиною, і по якій зі сталою швидкістю рухається нормальне навантаження. Для тестування запропонованого підходу, а також оптимального підбору вузлів ортогоналізації в граничних випадках усіх задач, коли механічні параметри матеріалу не залежать від координат, поряд з результатами на основі методу ортогональної диференціальної прогонки отримані аналітичні розв'язки задач і проведені порівняння результатів двох підходів. Кінцевою метою дослідження будуть рекомендації по можливостях і границях застосування запропонованого алгоритму розв'язання задач таких типів.

Матеріал і методика досліджень

Зазначимо, що для застосування методу ортогональної диференціальної прогонки у всіх задачах необхідно попередньо перейти до крайової задачі для системи звичайних диференціальних рівнянь першого порядку, яка у випадку з неоднорідними граничними умовами, коли на систему діє рухоме навантаження, у векторній формі запишеться так

$$\frac{d\bar{X}}{dx} = A(\bar{r})\bar{X}, \quad B\bar{X}(a) = \bar{d}_1, \quad C\bar{X}(b) = \bar{d}_2, \quad (1)$$

де \bar{X} – n -мірний вектор розв'язання, а матриці A , B , C залежать від характеру задачі, яка розглядається, причому A – це матриця коефіцієнтів системи диференціальних рівнянь, яка у випадку неоднорідності матеріалу залежить від положення точки на тілі, \bar{r} – радіус-вектор точки неоднорідного матеріалу, матриці B і C мають своїми елементами сталі значення, які виражаються через параметри шарів, з якими контактує неоднорідний матеріал, вектори \bar{d}_1 і \bar{d}_2 описують умови на границі контакту, інтервал $[a, b]$ – область зміни x або інтервал інтегрування систем. Зазначимо, що в задачах про власні коливання і про розповсюдження вільних хвиль треба в (1) покласти $\bar{d}_1 = \mathbf{0}$ і $\bar{d}_2 = \mathbf{0}$, тобто розглядати однорідну краєву задачу.

Інтервал інтегрування $[a, b]$ розбиваємо на n підінтервалів вузлами ортогоналізації

$$a = x_0, x_1, x_2, \dots, x_{n-1}, x_n = b.$$

Шукаємо систему лінійно незалежних векторів \bar{X}_1, \bar{X}_2 , які задовільняють систему $B\bar{X}_j(a) = 0, (j=1,2)$ і вектор \bar{X}_3 , який знаходиться із умови $B\bar{X}_3(a) = d_1$.

Після цього методом Рунге-Кутта знаходимо розв'язання наступних задач Коші: у вузлі x_1

$$\frac{d\bar{X}_j}{dx} = A(\bar{r})\bar{X}_j, \quad \bar{X}_j(x_0) = \bar{X}_j, \quad (2)$$

де в якості початкових значень приймаються знайдені вище із умов при $x = a$ вектори.

Отримані в результаті інтегрування задачі Коші (2) вектори $\bar{X}_1, \bar{X}_2, \bar{X}_3$ ортогоналізуються і нормуються, що підвищує точність розв'язання. Беручи ці вектори в якості початкових даних для задач Коші у вузлі x_2 , знайдемо розв'язання останніх в наступному вузлі і так далі. Таким шляхом ми отримаємо ортогональну систему векторів $\bar{X}_1, \bar{X}_2, \bar{X}_3$ в кінці відрізка інтегрування, тобто в точці $x_n = b$. Довільне розв'язання крайової задачі, яке задовольняє умовам при $x = a$, приймає при $x = b$ значення, яке можна подати у такому вигляді

$$\bar{X}(b) = \bar{X}_3 + \alpha_1 \bar{X}_1 + \alpha_2 \bar{X}_2. \quad (3)$$

При цьому коефіцієнти α_1, α_2 повинні бути визначені із умови

$$c\bar{X}(b) = \bar{d}_2. \quad (4)$$

Після того, як α_1 і α_2 знайдені із умови (4), розв'язання крайової задачі (1) у вузлах розв'язання, які можуть не співпадати із обраними вище вузлами ортогоналізації, знаходиться інтегруванням системи

$$\frac{d\bar{X}}{dx} = A(\bar{r})\bar{X} \quad (5)$$

з початковою умовою $\bar{X} = \bar{X}(b)$ методом Рунге – Кутта.

Зазначимо, що коли розв'язуються задачі на власні значення (коливання і вільні хвилі), то в такому випадку усі три вектори $\bar{X}_1, \bar{X}_2, \bar{X}_3$ знаходяться із системи $B\bar{X}_j(a) = 0 \quad j=1, 2, 3$ і тоді, подаючи розв'язування при $x = b$, у вигляді (3), приходимо до системи (4) із нульовою правою частиною, із умови нетривіальності розв'язків якої отримуємо характеристичне рівняння у неявному вигляді. Зворотній хід (інтегрування системи (5)) при розв'язанні задачі на власні значення не виконується.

При реалізації описаного алгоритму на ЕОМ крім головної програми використовувалися три підпрограми: «NAFSIL» (знаходження фундаментальної системи розв'язків однорідної $B\bar{X}(a) = 0$ і частинного розв'язку неоднорідної $B\bar{X}(a) = \bar{d}_1$ систем методом оптимального виключення), процедура «ORTMATR» (ортогоналізація системи лінійно-незалежних векторів методом відображень) і підпрограма метода Рунге – Кутта (розв'язання задачі Коші для системи звичайних диференціальних рівнянь).

Спочатку покажемо, як за допомогою даного методу досліджується питання про розповсюдження віссиметричних вільних хвиль в циліндричній оболонці необмеженої довжини, всередині якої знаходиться пружний заповнювач, механічні характеристики якого змінюються за товщиною.

Рух оболонки будемо описувати рівняннями, які враховують деформації зсуву і інерцію обертання елемента (типу Тимошенко), які доповнені нормальною реакцією з боку заповнювача

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{\nu}{R} \frac{\partial w}{\partial x} = \rho \frac{1-\nu^2}{E} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$$

$$k^2 \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \frac{\partial \alpha_x}{\partial x} \right) - \frac{2}{1-\nu} \left(\frac{\nu}{R} \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{w}{R^2} \right) + \frac{2(1+\nu)}{Eh} q_r = \frac{2(1+\nu)\rho}{E} \frac{\partial^2 w}{\partial t^2}$$

$$k^2 \left(\frac{\partial w}{\partial x} - \alpha_x \right) + \frac{h^2}{6(1-\nu)} \frac{\partial^2 \alpha_x}{\partial x^2} = \frac{(1+\nu)h^2 \rho}{6E} \frac{\partial^2 \alpha_x}{\partial t^2}. \quad (6)$$

Тут u, w – переміщення точки серединної поверхні оболонки в осьовому і радіальному напрямках, α_x – кут повороту нормалі до серединної поверхні, E, ρ – модуль Юнга і густина матеріалу оболонки, h, R – товщина і радіус оболонки, k^2 – коефіцієнт Тимошенко, q_r – радіальна реакція з боку заповнювача.

Рух заповнювача описується точними рівняннями теорії пружності, які в напруженнях для віссиметричної задачі записуються так:

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_{rx}}{\partial x} + \frac{1}{r} (\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}) = \rho_c \frac{\partial^2 u_r}{\partial t^2} \quad (7)$$

$$\frac{\partial \sigma_{rx}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{1}{r} \sigma_{rx} = \rho_c \frac{\partial^2 u_x}{\partial t^2},$$

де згідно з законом Гука і співвідношеннями Коші виконуються такі залежності

$$\sigma_{rr} = \lambda e + 2\mu \varepsilon_{rr}, \quad \sigma_{\theta\theta} = \lambda e + 2\mu \varepsilon_{\theta\theta}$$

$$\sigma_{xx} = \lambda e + 2\mu \varepsilon_{xx}, \quad \sigma_{rx} = \mu \varepsilon_{rx} \quad (8)$$

$$\lambda = \frac{2\nu G}{1-2\nu}, \quad \mu = G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

$$\varepsilon_{rr} = \frac{\partial u_r}{\partial r}, \quad \varepsilon_{\theta\theta} = \frac{1}{r} \left(\frac{\partial u_\theta}{\partial \theta} + u_r \right), \quad \varepsilon_{xx} = \frac{\partial u_x}{\partial x} \quad (9)$$

$$\varepsilon_{xr} = \frac{\partial u_r}{\partial r} + \frac{\partial u_r}{\partial x}, \quad e = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{\theta\theta} + \varepsilon_{rr}.$$

Будемо вважати, що механічні характеристики заповнювача змінюються за його товщиною згідно з наступними законами

$$E = E_0 f_1(r), \quad \rho = \rho_0 f_2(r). \quad (10)$$

При цьому приймаємо умови, що функція $f_2(\mathbf{r})$ може мати довільний вигляд, а відносно функції $f_1(\mathbf{r})$ припускається, що вона диференційована і не має нульового значення при усіх значеннях r , які вона приймає в усіх точках заповнювача.

Враховуючи вирази (10) в залежностях (8) і підставляючи після цього (8) і (9) в рівняння (7), отримаємо наступні рівняння руху заповнювача в переміщеннях

$$\begin{aligned} (\lambda + 2\mu)\frac{\partial e}{\partial r} + 2\mu\frac{\partial w_\theta}{\partial x} + \frac{d\lambda}{dr}e + 2\frac{d\mu}{dr}\frac{\partial u_r}{\partial r} &= \rho\frac{\partial^2 u_r}{\partial t^2} \\ (\lambda + 2\mu)\frac{\partial e}{\partial x} - 2\mu\frac{1}{r}(rw_\theta) + \frac{d\mu}{dr}\left(\frac{\partial u_x}{\partial r} + \frac{\partial u_r}{\partial x}\right) &= \rho\frac{\partial^2 u_x}{\partial t^2} \\ e = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(ru_r) + \frac{\partial u_x}{\partial x}, \quad 2w_\theta &= \frac{\partial u_r}{\partial x} - \frac{\partial u_x}{\partial r}. \end{aligned} \quad (11)$$

Зазначимо, що у випадку однорідного заповнювача у формулах (10) $f_1 = f_2 = 1$ і тоді рівняння (11) переходять у відомі рівняння Ламе.

Якщо вважати заповнювач пустотілим з радіусом внутрішньої поверхні рівним a , а також, що контакт заповнювача з оболонкою відбувається по її серединній поверхні, тоді у випадку ковзного контакту граничні умови для заповнювача записуються у такому вигляді

$$\text{при } \mathbf{r} = \mathbf{R} \quad \mathbf{u}_r = \mathbf{w}, \quad \sigma_{rr} = -q_r, \quad \sigma_{rx} = \mathbf{0}, \quad (12)$$

$$\text{при } \mathbf{r} = \mathbf{a} \quad \sigma_{rr} = \mathbf{0}, \quad \sigma_{rx} = \mathbf{0}. \quad (13)$$

Розглядаючи розповсюдження вздовж системи циліндрична оболонка – неоднорідний за товщиною пружний заповнювач поздовжньо-поперечних хвиль, розв'язання рівнянь (6), (11) шукаємо в такому вигляді

$$\{\bar{U}, \bar{u}\} = \{\bar{U}_0, \bar{u}_0\} \cdot \exp(i(\xi x - pt)), \quad (14)$$

де $\bar{U}(u_0, w_0, \alpha_0)$ – вектор відмінних від нуля амплітуд переміщень і кутів повороту точок серединної поверхні оболонки, $\bar{u}_0(U(r), W(r))$ – вектор амплітуд переміщень точок заповнювача

$$\xi = \frac{2\pi}{\lambda_f}, \quad p = c_f \xi,$$

де λ_f, c_f – довжина і фазова швидкість хвилі.

Якщо підставити подання (14) у рівняння (6), то ми отримаємо, з врахуванням аналітичного виразу для q_r , систему алгебраїчних рівнянь, яка дозволяє пов'язати амплітуду радіального зусилля, яке передається на заповнювач з боку оболонки, через радіальне переміщення оболонки і прийти до наступної залежності

$$\begin{aligned} q_{r0} &= \frac{E\aleph^2}{2(1+\nu)} F(\eta) \frac{W_0}{h} \\ F(\eta) &= \left(k^2 - \frac{k^4}{a^2} - \frac{2}{3} C_*^2 \right) \eta^2 + \frac{2}{1-\nu} \left(1 - \frac{\nu^2}{a_1} \right) \end{aligned}$$

$$a_1 = 1 - \frac{1-\nu}{3} C_*^2$$

$$a_2 = k^2 + \frac{\aleph^2 \eta^2}{18} \left(\frac{3}{1-\nu} - C_*^2 \right)$$

$$\eta = \xi \frac{h}{x}, \quad \aleph = \frac{h}{R}, \quad C_* = C_f \left(\frac{3\rho}{2G} \right)^{1/2}. \quad (15)$$

Ця залежність потрібна нам, щоб переписати у переміщеннях перші дві граничні умови в (12) і тепер загалом з врахуванням (14) граничні умови записуються у такому вигляді

$$\text{при } r_* = \frac{r}{R} = 1$$

$$\begin{aligned} \left(\frac{\nu_s}{1-\nu_s} + \frac{F(\eta)}{2(1+\nu)\nu_s^* E_s^* f_1(1)} \right) W - \frac{\nu_s \eta}{1-\nu_s} U + \frac{dW}{dr_*} &= 0 \\ \eta W + \frac{dU}{dr_*} &= 0 \end{aligned} \quad (16)$$

$$\text{при } r_* = \varepsilon = \frac{a}{R}$$

$$\eta W + \frac{dU}{dr_*} = 0$$

$$\frac{\nu_s}{(1-\nu_s)\varepsilon} W - \frac{\nu_s \eta}{1-\nu_s} U + \frac{dW}{dr_*} = 0. \quad (17)$$

Якщо підставити вирази (14) в рівняння (11), тоді для амплітуд переміщень точок заповнювача прийдемо до такої системи звичайних диференціальних рівнянь другого порядку зі змінними коефіцієнтами

$$\begin{aligned} \frac{d^2 W}{dr_*^2} + \varphi_1(r_*) \frac{dW}{dr_*} + \varphi_2(r_*) W - \frac{\eta}{2(1-\nu_s)} \frac{dU}{dr_*} - \\ - \frac{\nu_s \eta}{1-\nu_s} f_3(r_*) U = 0 \end{aligned}$$

$$\frac{d^2 U}{dr_*^2} + \varphi_1(r_*) \frac{dU}{dr_*} + \varphi_2(r_*) U + \frac{\eta}{(1-2\nu_s)} \frac{dW}{dr_*} + \eta \varphi_4(r_*) W = 0$$

$$\varphi_1(r_*) = \frac{1}{r_*} + f_3(r_*), \quad f_3(r_*) = \frac{d}{dr_*} \ln f_1(r_*) \quad (18)$$

$$\varphi_2(r_*) = \frac{1}{r_*} \left(\frac{\nu_s r_*}{1-\nu_s} f_3(r_*) - 1 \right) - \frac{1-2\nu_s}{2(1-\nu_s)} \eta^2 + \alpha^2 \eta^2 \frac{f_2(r_*)}{f_1(r_*)}$$

$$\varphi_3(r_*) = \left(\beta^2 \frac{f_2(r_*)}{f_1(r_*)} - \frac{2(1-\nu_s)}{1-2\nu_s} \right) \eta^2$$

$$\varphi_4(r_*) = f_1(r_*) + \frac{2\nu_s}{(1-2\nu_s)r_*}.$$

Тепер побудова дисперсійної залежності, тобто залежності фазової швидкості від хвильового числа η , з математичної точки зору зводиться до визначення власних значень для крайової задачі (16)–(18) з однорідними граничними умовами. Зрозуміло, що оскільки

тут ми маємо справу з диференціальними рівняннями зі змінними коефіцієнтами, то у випадку довільних функцій $f_1(r)$ і $f_2(r)$ у формулах (10) неможливо отримати аналітичний розв'язок даної задачі. Але тоді на допомогу приходить метод ортогональної диференціальної прогонки, який описаний на початку даної статті, причому у формулі (1) треба покласти $d_1 = 0$, $d_2 = 0$, перейти за стандартною методикою від системи (18) до системи чотирьох диференціальних рівнянь першого порядку і тоді елементи матриць А, В і С у формулі (1) мають такий вигляд

$$\begin{aligned}
 a_{11} &= a_{12} = a_{14} = 0, & a_{13} &= 1 \\
 a_{21} &= a_{22} = a_{23} = 0, & a_{24} &= 1 \\
 a_{31} &= -\varphi_2(r_*), & a_{32} &= \frac{v_s}{1-v_s} f_3(r_*), & a_{33} &= -\varphi_1(r_*), \\
 a_{34} &= \frac{\eta}{2(1-v_s)}, & a_{41} &= -\eta\varphi_4(r_*), & a_{42} &= -\varphi_3(r_*) \\
 a_{43} &= -\frac{\eta}{1-2v_s}, & a_{44} &= -\varphi_1(r_*) \\
 b_{11} &= \frac{v_s}{1-v_s} + \frac{F(\eta)}{2(1+v_s)v_s^* E_s^* f_1(1)}, \\
 b_{12} &= -\frac{v_s \eta}{1-v_s}, & b_{13} &= 1, & b_{14} &= 0 \\
 b_{21} &= \eta, & b_{22} &= 0, & b_{23} &= 0, & b_{24} &= 1 \\
 c_{11} &= \frac{v_s}{1-v_s}, & c_{12} &= -\frac{v_s \eta}{1-v_s} \varepsilon, & c_{13} &= \varepsilon, & c_{14} &= 0 \\
 c_{21} &= \eta, & c_{22} &= 0, & c_{23} &= 0, & c_{24} &= 1.
 \end{aligned}$$

Крайова задача (1) з виписаними тут елементами матриць А, В і С розв'язується методом ортогональної диференціальної прогонки, що дозволяє отримати дисперсійне рівняння у неявному вигляді і побудувати залежності фазової системи оболонка – неоднорідний заповнювач від хвильового числа. Зазначимо окремо, що мова йде не про швидкості в матеріалі оболонки чи заповнювача окремо, а саме швидкості в такій складеній з двох тіл системі.

Чисельні результати отримані при таких значеннях параметрів задачі $\varkappa = 0,02$,

$$v = v_s = 0,3, k^2 = \frac{2}{3}, \varepsilon = 0,6, E_s^* = \frac{E_0}{E \varkappa} = 0,8, \rho_s^* = \frac{\rho_0}{\rho \varkappa} = 1.$$

Розглянуті два закони зміни параметрів заповнювача за товщиною, а саме степеневий, коли

$$f_1(r_*) = (1 + \theta r_*)^n, \quad f_2(r_*) = (1 + \gamma r_*)^m \quad (19)$$

а також експоненціальний, коли

$$f_1(r_*) = e^{k_1 r_*}, \quad f_2(r_*) = e^{k_2 r_*} \quad (20)$$

Попередньо, в якості тесту, за розробленим пакетом прикладних програм розглянуто частинний випадок, коли $f_1(r_*) = 1$, $f_2(r_*) = 1$, тобто заповнювач вва-

жається однорідним. Показано, що результати співпадають з відомими в публікаціях результатами, отриманими аналітичними методами. Крім того, такий тест дозволив визначити число вузлів ортогоналізації і для випадку неоднорідного заповнювача. Як показали чисельні експерименти, для отримання заданої точності достатньо обирати у всіх розглянутих випадках на відрізок $[\varepsilon, 1]$ не більше 20 вузлів.

На рис. 1 наведені дисперсійні криві першої моди руху, коли $\rho_s^* = 1$, а E_s змінюється згідно з (19) або (20).

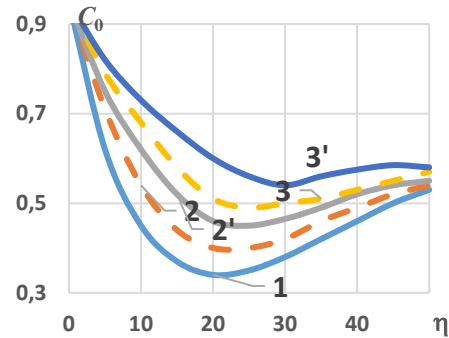


Рисунок 1. Дисперсійні криві системи оболонка-заповнювач

При цьому крива 1 відповідає випадку однорідного заповнювача, для суцільної кривої 2 $\theta = 0,5$, $n = 2$, для суцільної кривої 3 $\theta = 0,1$, $n = 2$, для пунктирної кривої 2 $k_1 = 0,5$, для пунктирної кривої 3 $k_1 = 1$. З даного рисунка видно, що перемінність модуля Юнга для матеріалу заповнювача суттєво впливає на фазові швидкості. Окрім того, зі зростанням E_s відбувається зсув мінімумів дисперсійних кривих у бік більш коротких хвиль. Аналогічний аналіз впливу змінності ρ_s показав, що зі зростанням ρ_s згідно з законами (19) або (20) фазові швидкості зменшуються.

З практичної точки зору важливим є визначення мінімумів дисперсійних кривих, оскільки це дозволяє знаходити критичні швидкості для задач про дію рухомого нормального навантаження вздовж нескінченно довгої циліндричної оболонки з неоднорідним заповнювачем. На рис. 2 наведені зведені графіки, які ілюструють вплив різних параметрів в законах (19) і (20) на першу критичну швидкість. Розрахунки проведені для $\varepsilon_1 = 0,2$, $f_2(r_*) = (1 + 0,5r_*)^2$ або $f_2(r_*) = e^{0,5r_*}$ для різних значень n і k_1 в законах (19), (20).

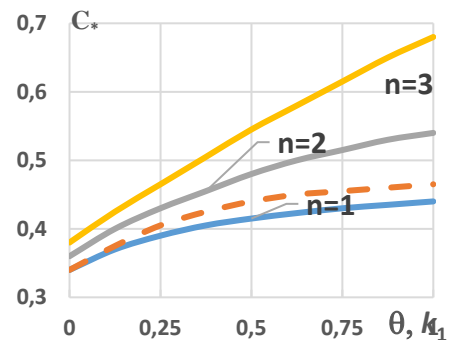


Рисунок 2. Критичні швидкості руху навантаження

В якості другого прикладу застосування розробленого пакету прикладних програм, які базуються на методі ортогональної диференціальної прогонки, розглянемо задачу про власні коливання системи із двох співвісних циліндричних оболонок скінченної довжини з різними радіусами, які з'єднані між собою пружним заповнювачем, що в загальному випадку має змінні по товщині модуль Юнга і густину (трюхшарова циліндрична оболонка з відносно м'яким заповнювачем, рух якого описується динамічними рівняннями теорії пружності).

Рух кожної з оболонок у вісесиметричному випадку будемо описувати рівняннями, які ґрунтуються на гіпотезах Кірхгофа-Лява.

$$\frac{\partial^2 u_k}{\partial x^2} + \frac{\nu}{R_k} \frac{\partial w_k}{\partial x} = \frac{\rho(1-\nu)}{2G} \frac{\partial^2 u_k}{\partial t^2}$$

$$\frac{\nu}{R_k} \frac{\partial u_k}{\partial x} + \frac{h^2}{12} \frac{\partial^4 w_k}{\partial x^4} + \frac{w_k}{R_k^2} = -\frac{\rho(1-\nu)}{2G} \frac{\partial^2 w_k}{\partial t^2} + \frac{1-\nu}{2Gh} q_{rk} \quad (21)$$

При цьому індекс 1 відноситься до зовнішньої оболонки, а 2 – до внутрішньої; товщини оболонок вважаємо однаковими і рівними h , q_{rk} – нормальні реакції з боку заповнювача на коливання відповідної оболонки.

Для заповнювача у загальному випадку його неоднорідності записуються рівняння (11). На його бокових поверхнях, вважаючи, що контакт з оболонками відбувається по їх середнім поверхням, повинні виконуватися такі умови: при $r = R_k$

$$\sigma_{rx} = 0, \quad u_r = W_r, \quad \sigma_{rr} = \begin{cases} -q_{r1}, & \text{при } r = R_1 \\ q_{r2}, & \text{при } r = R_2 \end{cases} \quad (22)$$

Якщо кожна з оболонок має довжину L , тоді приймаючи умови шарнірного обпирання на кінцях і обираючи початок координат на одному з торців, записуємо такі умови: при $x = 0, L$

$$W_k = 0, \quad \frac{\partial^2 w_k}{\partial x^2} = 0, \quad \frac{\partial u_k}{\partial x} = 0 \quad (23)$$

Припускаємо, що заповнювач своїми торцями опирається на діафрагми, які жорсткі у своїй площині і гнучкі зі своєї площини, тоді приходимо до таких умов:

$$\text{при } x = 0, L \quad u_r = 0, \quad \sigma_{xx} = 0 \quad (24)$$

Враховуючи умови (23) і (24), шукаємо розв'язання рівнянь руху заповнювача і зовнішніх шарів в такому вигляді

$$\begin{Bmatrix} u_k, u_x \\ w_k, u_r \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} u_{k,0}, U(r) \\ w_{k,0}, W(r) \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \cos \frac{m\pi x}{L} \\ \sin \frac{m\pi x}{L} \end{Bmatrix} \sin \omega t, \quad (25)$$

де ω – частота власних коливань, m – число напівхвиль у вісєвому напрямку.

Якщо підставити подання (25) в рівняння (21), то отримаємо систему алгебраїчних рівнянь, з якої знахо-

димо амплітуди нормальних навантажень, що передаються на заповнювач з боку кожної з двох обшивок, виражені через амплітуди нормальних переміщень середньої поверхні кожної з оболонок

$$q_{r1} = \frac{Ehb_3}{(1-\nu^2)b_1} \frac{w_{1,0}}{R_1^2}, \quad (26)$$

$$b_1 = \frac{\aleph^2 p_*^2}{12} - \delta^2, \quad b_2 = \frac{\aleph^2}{12} (\delta^4 - p_*^2) + 1, \quad b_3 = \nu^2 \delta^2 + b_1 b_2$$

$$q_{r2} = \frac{Ehd_3}{(1-\nu^2)b_1} \frac{w_{2,0}}{R_2^2}, \quad (27)$$

$$d_2 = b_2 - 1 + \frac{1}{\varepsilon^2}, \quad d_3 = \frac{\nu^2 \delta^2}{\varepsilon^2} + b_1 d_2$$

$$\delta = \frac{m\pi R_1}{L}, \quad \aleph = \frac{h}{R_1}, \quad \varepsilon = \frac{R_2}{R_1}, \quad p_*^2 = \frac{12(1-\nu^2)\rho R_1^4}{Eh^2} p^2.$$

Підставляючи ці залежності в перетворені з урахуванням формул (25) умови (22), приводимо ці умови в амплітудах переміщень точок заповнювача до вигляду аналогічного (16) і (17), при цьому для неоднорідного заповнювача з урахуванням формул (10) будемо мати систему звичайних диференціальних рівнянь аналогічну (18) з відповідними замінами характеристик вільних коливань на параметри задачі про власні коливання. Тепер задача про знаходження частот вільних коливань зводиться до задачі на власні значення системи (1), в якій елементи матриць A , B і C мають такий вигляд

$$a_{11} = a_{12} = a_{14} = 0, \quad a_{13} = 1$$

$$a_{21} = a_{22} = a_{23} = 0, \quad a_{24} = 1$$

$$a_{31} = -\varphi_2(r_*), \quad a_{32} = \frac{\nu_s \delta}{1-\nu_s} f_3(r_*), \quad a_{33} = -\varphi_1(r_*),$$

$$a_{34} = \frac{\delta}{2(1-\nu_s)}, \quad a_{41} = -\delta \varphi_4(r_*), \quad a_{42} = -\varphi_3(r_*)$$

$$a_{43} = -\frac{\delta}{1-2\nu_s}, \quad a_{44} = -\varphi_1(r_*)$$

$$b_{11} = \frac{\nu_s b_1}{1-\nu_s} + \frac{b_3}{(1-\nu^2)E_s^* \nu_s^* f_1(1)}, \quad b_{12} = -\frac{\nu_s \delta b_1}{1-\nu_s},$$

$$b_{13} = b_1, \quad b_{14} = 0$$

$$b_{21} = \delta, \quad b_{22} = b_{23} = 0, \quad b_{24} = 1$$

$$c_{11} = \frac{\nu_s b_1}{(1-\nu_s)\varepsilon} - \frac{d_3}{(1-\nu^2)E_s^* \nu_s^* f_1(1)}, \quad c_{12} = -\frac{\nu_s \delta b_1}{1-\nu_s},$$

$$c_{13} = b_1, \quad c_{14} = 0$$

$$c_{21} = \delta, \quad c_{22} = c_{23} = 0, \quad c_{24} = 1$$

Тепер задача (1) з нульовими правими частинами в граничних умовах розв'язується методом ортогональної диференціальної прогонки. Щоб оцінити точність даного чисельного методу, а також обрати вузли ортогоналізації оптимальним способом розглянуто граничний випадок задачі, коли заповнювач вважається однорідним. Тоді у формулах (10) треба покласти $f_1(r) \equiv 1$, $f_2(r) \equiv 1$ і, враховуючи подання (25), рівняння руху заповнювача можна розв'язати аналітично і отримати для амплітуд переміщень такі вирази

$$\begin{aligned}
 U(r_*) &= \frac{\delta}{R_1} I_0(m_1 r_*) A_1 - \frac{m_2^2}{R_1^2} I_0(m_2 r_*) A_2 + \\
 &+ \frac{\delta}{R_1} Y_0(m_1 r_*) A_3 - \frac{m_2^2}{R_1^2} Y_0(m_2 r_*) A_4 \\
 W(r_*) &= -\frac{m_1}{R_1} I_1(m_1 r_*) A_1 - \frac{\delta m_2}{R_1^2} I_1(m_2 r_*) A_2 - \\
 &- \frac{m_1}{R_1} Y_1(m_1 r_*) A_3 - \frac{\delta m_2}{R_1^2} Y_1(m_2 r_*) A_4 \\
 m_1^2 &= \alpha^2 - \delta^2, \quad m_2^2 = \beta^2 - \delta^2, \quad r_* = r/R_1, \\
 E_s^* &= \frac{E_0 R_1}{Eh}, \quad \rho_s^* = \frac{\rho_0 R_1}{\rho h} \\
 \alpha^2 &= \frac{\aleph^2 \rho_s^* p_*^2}{12(1-\nu^2) E_s^* \nu_s^*}, \quad \beta^2 = \alpha^2 - \frac{\nu_s^*}{\nu_s^{**}} \\
 \nu_s^* &= \frac{1-\nu_s}{(1+\nu_s)(1-2\nu_s)}, \quad \nu_s^{**} = \frac{1}{2(1+\nu_s)}, \quad (28)
 \end{aligned}$$

де I_0, I_1, Y_0, Y_1 – функції Бесселя першого та другого роду.

Підставляючи вирази (28) в перетворені граничні умови в переміщеннях точок заповнювача, отримаємо для визначення $A_1 \div A_4$ систему однорідних алгебраїчних рівнянь, із умови нетривіальності розв’язків якої приходимо до характеристичного рівняння для визначення власних частот системи із двох оболонок, зв’язаних між собою однорідним пружним заповнювачем, у такому вигляді

$$\det \|e_{ij}\| = 0 \quad (i, j = 1 \div 4). \quad (29)$$

$$\begin{aligned}
 e_{11} &= e_{13} = 2\delta m_1, \quad e_{12} = e_{14} = t_3, \quad e_{21} = m_1(2-t_1) + t_3 S_3 \\
 e_{22} &= \delta(2-t_1-2m_2 S_6), \quad e_{23} = m_1(2-t_1) + t_3 S_9 \\
 e_{24} &= \delta(2-t_1-2m_2 S_{12}), \quad e_{31} = 2\delta m_1 S_1, \quad e_{32} = t_3 S_4 \\
 e_{33} &= 2\delta m_1 S_7, \quad e_{34} = t_3 S_{10}, \quad e_{41} = m_1 \left(\frac{2}{\varepsilon} + t_2 \right) S_1 + t_3 S_2 \\
 e_{42} &= \delta \left[\left(\frac{2}{\varepsilon} + t_2 \right) S_4 - 2m_2 S_5 \right], \quad a_{43} = m_1 \left(\frac{2}{\varepsilon} + t_2 \right) S_7 + t_3 S_8 \\
 e_{44} &= \delta \left[\left(\frac{2}{\varepsilon} + t_2 \right) S_{10} - 2m_2 S_{11} \right] \\
 t_1 &= \frac{2(1+\nu_s) b_3}{(1-\nu^2) E_s b_1}, \quad t_2 = t_1 \frac{d_2}{d_3}, \quad t_3 = \delta^2 - m_2^2 \\
 S_1 &= \frac{I_1(m_1 \varepsilon)}{I_1(m_1)}, \quad S_2 = \frac{I_0(m_1 \varepsilon)}{I_1(m_1)}, \quad S_3 = \frac{I_0(m_1)}{I_1(m_1)},
 \end{aligned}$$

$S_4 - S_6$ отримуються із $S_1 - S_3$ заміною m_1 на m_2 , а $S_7 - S_{12}$ знаходимо, якщо замінити в $S_1 - S_6$ функції $I_n(x)$ функціями $Y_n(x)$.

Розрахунки були проведені при таких значеннях безрозмірних параметрів $\aleph = 0,004, \gamma = \gamma_s = 0,3, \delta = 3, E_s^* = 0,8, \rho_s^* = 1$. Величина ε варіювалася. В якості законів зміни механічних параметрів заповнювача за товщиною були обрані закони, які даються формулами (19) і (20). Спочатку аналітичним методом і методом ортогональної диференціальної прогонки визначалися

власні частоти у випадку однорідного заповнювача і порівняння результатів між собою показало, що практично повне співпадіння ми отримуємо, якщо на усій ділянці $[\varepsilon, 1]$ будемо брати 15 вузлів ортогоналізації для усіх розглянутих товщин заповнювача (усіх значень ε).

На рис. 3 показана залежність найнижчої частоти власних коливань системи дві оболонки – однорідний заповнювач від радіуса внутрішньої оболонки, яка отримана за двома методами (за формулою (29) і за схемою ортогональної диференціальної прогонки).

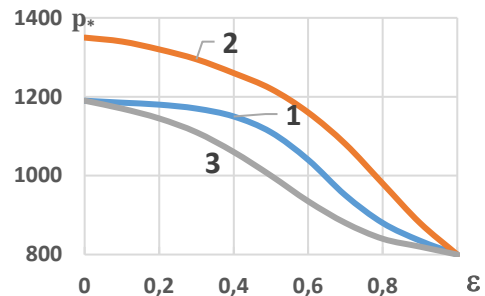


Рисунок 3. Частоти власних коливань у випадку однорідного заповнювача

При цьому крива 1 побудована для вагатого заповнювача ($\rho_s^* = 1$), крива 2 – для невагатого заповнювача ($\rho_s^* = 0$), а крива 3 відповідає випадку відсутності внутрішньої оболонки. Зазначимо, що неврахування інерційності заповнювача може привести до завищення частоти і похибка може досягати 11%.

Рис. 4 ілюструє вплив змінності E_s на першу частоту власних коливань (при $f_2 = 1$), причому криві 1 – 3 відповідають закону (19), а 2 і 3 відповідають закону (20). Для кривої 1 при $f_1 = 1$ (однорідний заповнювач), для кривих 2 і 3 $\theta = 0,5, n = 2, k_1 = 0,5$, для 3 і 3' $\theta = 1, n = 2, k_1 = 1$. Бачимо, що змінність E_s суттєво впливає на власну частоту такої системи, особливо для порівняно товстого ($\varepsilon < 0,8$) заповнювача, причому зі зростанням E_s за товщиною згідно з законами (19) або (20) частоти збільшуються.

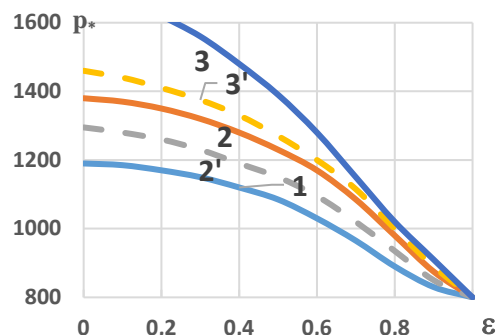


Рисунок 4. Вплив змінності параметрів на власну частоту

Покажемо, як можна застосувати пакет програм для розв’язання стаціонарних динамічних задач про рух зі сталою швидкістю нормального навантаження

вздовж пластин або циліндричних оболонок необмеженої довжини, які контактують з пружною основою зі змінними за товщиною механічними характеристиками. Розглянемо необмежену пластину, яка лежить на пружному шарі (основі) скінченної товщини (рис. 5).

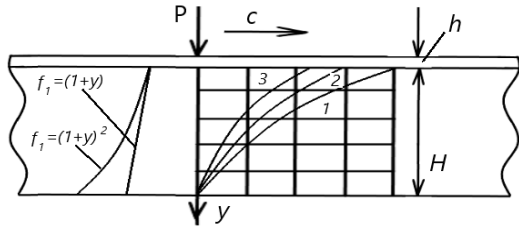


Рисунок 5. Переміщення точок основи

Рух пластини будемо описувати рівняннями теорії типу Тимошенка, коли враховується інерція обертання і поперечний зсув

$$\frac{4Gh}{1-\nu} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - \tau_c(x,t) = 2\rho h \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$$

$$2k^2 Gh \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \frac{\partial \alpha}{\partial x} \right) - q_c(x,t) = 2\rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} + p(x,t)$$

$$-\frac{4}{3} \frac{Gh^3}{1-\nu} \frac{\partial^2 \alpha}{\partial x^2} - 2k^2 Gh \left(\frac{\partial w}{\partial x} - \alpha \right) + h\tau_c(x,t) = -\frac{2}{3} \rho h^3 \frac{\partial^2 \alpha}{\partial t^2}, \quad (30)$$

де k^2 – коефіцієнт Тимошенка, $q_c(x,t)$, $\tau_c(x,t)$ – нормальне і дотичне напруження, яке виникає на поверхні розділу пластини і пружної основи.

Рівняння руху неоднорідного плоского шару у переміщеннях отримуємо виходячи з лінійних динамічних рівнянь теорії пружності в прямокутних координатах

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} - \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} - \rho \frac{\partial^2 u_x}{\partial t^2} = 0,$$

$$\frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial x} - \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} - \rho \frac{\partial^2 u_y}{\partial t^2} = 0. \quad (31)$$

Використовуючи закон Гука і співвідношення Коші

$$\sigma_{xx} = \lambda e + 2\mu \varepsilon_{xx}, \quad \sigma_{yy} = \lambda e + 2\mu \varepsilon_{yy}$$

$$\sigma_{xy} = \mu \varepsilon_{xy}, \quad e = \frac{\partial u_x}{\partial x} + \frac{\partial u_y}{\partial y}, \quad \varepsilon_{xx} = \frac{\partial u_x}{\partial x}$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\partial u_y}{\partial y}, \quad \varepsilon_{xy} = \frac{\partial u_x}{\partial y} + \frac{\partial u_y}{\partial x}$$

і вважаючи, що пружні параметри основи змінюються за товщиною згідно з законами

$$G(y) = G_0 f_1(y), \quad \rho(y) = \rho_0 f_2(y). \quad (33)$$

причому $G_0 = G_1(0)$, $\rho_0 = \rho(0)$, а відносно функції $f_1(y)$ накладається умова, що вона диференційована і не перетворюється в нуль при $y \in [0, H]$, тоді із (31) приходимо до таких рівнянь руху неоднорідної основи в переміщеннях

$$\alpha \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} + \nabla^2 u_x + \frac{1}{G(y)} \frac{dG(y)}{dy} \varepsilon_{xy} = \frac{\rho(y)}{G(y)} \frac{\partial^2 u_x}{\partial t^2} \quad (34)$$

$$\alpha \frac{\partial \varepsilon}{\partial y} + \nabla^2 u_y + \frac{1}{G(y)} \frac{dG(y)}{dy} [(\alpha - 1)e + 2\varepsilon_{yy}] = \frac{\rho(y)}{G(y)} \frac{\partial^2 u_y}{\partial t^2}$$

$$\alpha = (1 - 2\nu)^{-1}$$

Нижньою поверхнею пружний шар опирається на жорстку основу і тут розглянуті два види граничних умов, а саме, коли обидва середовища склеєні, тоді при $y = H$ $u_x = 0$, $u_y = 0$

або шар може вільно ковзати по жорсткій основі без порушення умов контакту між ними

при $y = H$ $u_y = 0$, $\sigma_{xy} = 0$

Між пластиною і пружним шаром можливий жорсткий контакт або контакт без тертя і в останньому випадку на верхній границі пружної основи виконуються такі умови

при $y = 0$ $u_y = w$, $\sigma_{xy} = 0$, $\sigma_{zz} = -q_c$. (37)

Поряд з рівняннями типу Тимошенка для пластини можна використовувати рівняння, яке базується на гіпотезах Кіргофа-Лява

$$D \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + \rho h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} - q_c(x,t) = p(x,t),$$

$$D = \frac{Gh^3}{6(1-\nu)}. \quad (38)$$

Оскільки вздовж пластини зі сталюю швидкістю рухається нормальне навантаження, то разом з ним переміщується незмінна картина деформацій і напружень. Тому подальший розгляд будемо проводити в рухомій системі координат, яка вводиться згідно з перетворенням Галілея

$$x = (x' - ct)/H. \quad (39)$$

В рухомій системі координат рівняння (34) приймають такий вигляд

$$(1 - M^2 \varphi(y)) \frac{\partial^2 u_x}{\partial x^2} + \frac{1}{\beta + 2} \frac{\partial^2 u_x}{\partial y^2} + \frac{\beta + 1}{\beta + 2} \frac{\partial^2 u_y}{\partial x \partial y} + \frac{q(y)}{\beta + 2} \left(\frac{\partial u_x}{\partial y} + \frac{\partial u_y}{\partial x} \right) = 0$$

$$(1 - M_s^2 \varphi(y)) \frac{\partial^2 u_y}{\partial x^2} + (\beta + 2) \frac{\partial^2 u_y}{\partial y^2} + (\beta + 1) \frac{\partial^2 u_x}{\partial x \partial y} + \beta q(y) \frac{\partial u_x}{\partial x} + (\beta + 2) q(y) \frac{\partial u_y}{\partial y} = 0$$

$$q(y) = \frac{d}{dy} \ln f_1(y), \quad \varphi(y) = \frac{f_2(y)}{f_1(y)}, \quad \beta = \frac{2\nu}{1 - 2\nu}$$

$$M = \frac{c}{c_p}, \quad M_s = \frac{c}{c_s}, \quad c_p = \sqrt{\frac{2G_0(1-\nu)}{\rho_0(1-2\nu)}}, \quad c_s = \sqrt{\frac{G_0}{\rho_0}}. \quad (40)$$

Задача розв'язується методом фундаментальних розв'язків разом з методом ортогональної диференціальної прогонки при аналізі краєвих задач для окремих гармонік. Розглянемо спочатку випадок, коли по пластині рухається одиничне нормальне навантаження, яке змінюється вздовж x за законом косинуса, так що

$$p_1(x) = \cos(\xi x). \quad (41)$$

Обмежимося розглядом швидкостей руху навантаження меншими ніж c_s . Крім того, розглядаємо тільки такі закони зміни параметрів за товщиною шару, коли виконується умова $(1 - M_s^2 \varphi(y)) > 0, \forall y \in [0, H]$.

В такому випадку система (40) є системою еліптичного типу. Будемо шукати розв'язки рівнянь (38) і (40) в такому вигляді

$$\begin{cases} w, u_y \\ u_x \end{cases} = \begin{cases} w_0, W(y) \\ U(y) \end{cases} \begin{cases} \cos(\xi x) \\ \sin(\xi x) \end{cases}. \quad (42)$$

Тоді ми приходимо до необхідності інтегрувати таку систему звичайних диференціальних рівнянь

$$\begin{aligned} \frac{d^2 U}{dy^2} + q(y) \frac{dU}{dy} - (1 - M_s^2 \varphi(y)) (\beta + 2) \xi^2 U - \\ - q(y) W - (\beta + 1) \xi \frac{dW}{dy} = 0 \\ \frac{d^2 W}{dy^2} + q(y) \frac{dW}{dy} - (1 - M_s^2 \varphi(y)) \frac{\xi^2}{\beta + 2} W + \\ + \frac{\beta}{\beta + 2} \xi q(y) U - \frac{\beta + 1}{\beta + 2} \xi \frac{dU}{dy} = 0 \end{aligned} \quad (43)$$

при цьому перетворені граничні умови запишуться так

$$\text{при } y = 0 \quad \frac{dU}{dy} - \xi W = 0. \quad (44)$$

$$\frac{\nu}{6(1-\nu)} \frac{\xi^2}{h_d^2} \left(\frac{\xi^2}{h_d^2 + C_n^2} \right) W - \beta \xi U - (\beta + 2) \frac{dW}{dy} = G_0^{-1}$$

$$\text{при } y = H \quad U = 0, \quad W = 0 \quad (45)$$

$$\text{або } W = 0, \quad \frac{dU}{dy} - \xi W = 0.$$

Таким чином, визначення елементарних переміщень звелось до розв'язання крайової задачі для системи двох звичайних диференціальних рівнянь другого порядку зі змінними коефіцієнтами, або після очевидних перетворень до розв'язання неоднорідної краєвої задачі (1), елементи матриць якої мають наступний вигляд:

$$\begin{aligned} a_{11} = 0, \quad a_{12} = 0, \quad a_{13} = 1, \quad a_{14} = 0, \\ a_{21} = 0, \quad a_{22} = 0, \quad a_{23} = 0, \quad a_{24} = 1 \\ a_{31} = (\beta + 2)(1 - M_s^2 \varphi(y)) \xi^2, \quad a_{32} = q(y) \xi, \quad a_{33} = -q(y), \\ a_{34} = (\beta + 1) \xi, \quad a_{41} = -\frac{\beta}{\beta + 2} q(y) \xi, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} a_{42} = \frac{1}{\beta + 2} (1 - M_s^2 \varphi(y)) \xi^2, \quad a_{43} = -\frac{\beta}{\beta + 1} \xi, \\ a_{44} = -q(y), \quad b_{11} = -\beta \xi, \\ b_{12} = \frac{\mathcal{M}_d^2 (h_d^2 \xi^2 - C_n^2)}{6(1-\nu)}, \quad b_{13} = 0, \quad b_{14} = -(\beta + 2) \\ b_{21} = 0, \quad b_{22} = -\xi, \quad b_{23} = 1, \quad b_{24} = 0 \\ c_{11} = 1, \quad c_{12} = 0, \quad c_{13} = 0, \quad c_{14} = 0 \\ c_{21} = 0, \quad c_{22} = 1, \quad c_{23} = 0, \quad c_{24} = 0. \end{aligned}$$

або другий варіант умов на нижній грані

$$\begin{aligned} c_{11} = 0, \quad c_{12} = -\xi, \quad c_{13} = 1, \quad c_{14} = 0 \\ c_{21} = 0, \quad c_{22} = 1, \quad c_{23} = 0, \quad c_{24} = 0 \\ d_1 = \begin{vmatrix} G_0^{-1} \\ 0 \end{vmatrix}, \quad d_2 = \begin{vmatrix} 0 \\ 0 \end{vmatrix}. \end{aligned}$$

Зазначимо, що краєва задача (1) з такими матрицями для кожного значення хвильового числа ξ розв'язується методом ортогональної диференціальної прогонки, але на відміну від двох попередніх задач на власні значення з нульовими матрицями d_1 і d_2 тут окрім прямого треба виконувати і зворотній хід. Маючи результати для окремих гармонік (різних значень ξ), переміщення і напруження, які викликаються конкретними заданими навантаженнями, отримуємо, враховуючи лінійність задачі, суперпозицією елементарних розв'язків, використовуючи подання конкретного навантаження інтегралом Фур'є.

Як приклад, розглянемо рух вздовж нескінченної пластини, яка лежить на неоднорідному за товщиною пружному шарі, лінійного зосередженого навантаження, закон зміни якого за координатою x описується за допомогою дельта-функції Дірака

$$p = p_0 \delta(x - ct).$$

При цьому для отримання результатів використувалося подання дельта-функції інтегралом Фур'є

$$\delta(x) = \frac{1}{\pi} \int_0^\infty \cos(\xi x) d\xi.$$

Лінійною суперпозицією отримуємо переміщення і напруження, які викликані зосередженою силою шляхом інтегрування розв'язків для косинусоїдального навантаження за хвильовим числом в границях від 0 до ∞ . У випадку однорідного нижнього шару проведено порівняння з аналітичними результатами, яке показало практичне співпадіння, крім того, це дозволило оптимально обирати число вузлів ортогоналізації для числового дослідження.

Розглянуті два види неоднорідності матеріалу пружної основи

$$\begin{aligned} G(y) = G_0 (1 + \varepsilon y)^n, \quad \rho(y) = \rho_0 (1 + \varepsilon y)^m \\ G(y) = G_0 e^{k_1 y}, \quad \rho(y) = \rho_0 e^{k_2 y}. \end{aligned}$$

Параметри ε , n , m , k_1 , k_2 варіювалися.

На правій частині рисунка 5 показано розподіл нормальних переміщень точок шару за товщиною при $G = G_0(1 + \varepsilon y)^2$, $\rho = \rho_0(1 + \varepsilon y)$, при цьому для кривої 1 $\varepsilon = 0$, для 2 – $\varepsilon = 0,5$, для 3 – $\varepsilon = 1,0$. Як показали проведені розрахунки у випадку $M_s = 0,3$ змінність густини матеріалу значно менше впливає на переміщення і напруження ніж змінність G . Крім того, заміна граничної умови на нижній поверхні шару слабо впливає на картину напружено-деформованого стану.

Рисунок 6 ілюструє зміну прогинів пластини за довжиною в рухомій системі координат. Зміст індексів 2–3 той самий, що і на рисунку 5.

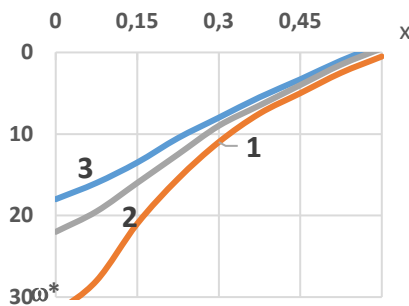


Рисунок 6. Прогини пластини за довжиною

Як видно з рисунка 6, при зміні ε від 0 до 1 прогини під силою зменшуються приблизно на 40 %. Аналогічні розрахунки для законів $G(y) = G_0 e^{k_1 y}$, $\rho(y) = \rho_0 e^{k_2 y}$ показують, що зміна k_1 від 0 до 1 зменшує прогини приблизно на 30 %.

На завершення зазначимо, що розроблений пакет прикладних програм доцільно використовувати в задачах розглянутого тут класу не лише у випадку неоднорідних структур, де механічні параметри змінюються неперервно за законами, які описуються елементарними функціями, але і у тих випадках, де вказані зміни відбуваються дискретно, наприклад, коли маємо справу з основою, яка складається з кількох шарів, характеристики кожного з яких всередині шару незмінні, але свої для кожного з них. Алгоритм буде дуже ефективним і в такому випадку, але при цьому треба обов'язково слідкувати за тим, щоб вузли ортогоналізації потрапляли і на границі між шарами.

Висновки

1. Розроблено пакет прикладних програм для розв'язання крайових задач для систем звичайних диференціальних рівнянь першого порядку з довільними змінними коефіцієнтами, який ґрунтується на методі ортогональної диференціальної прогонки.

2. В якості об'єктів застосування розробленого пакету обрані так звані стаціонарні задачі динаміки для пластин і циліндричних оболонок, які взаємодіють з пружними основами зі змінними за товщиною механічними характеристиками.

3. Розглянути три класи таких задач, а саме: розповсюдження вільних хвиль в системі оболонка – заповнювач, визначення власних частот у трьохшаровій

циліндричній оболонці і рух зі сталюю швидкістю нормального навантаження вздовж необмеженої пластини, що лежить на пружному інерційному неоднорідному шарі.

4. У всіх випадках для тестування програми розглянути граничні випадки середовищ з незмінними параметрами, коли результати чисельного підходу порівнюються з можливими для таких випадків аналітичними розв'язками.

5. Результати, отримані за даним підходом, наведені у вигляді графіків, які показують вплив неоднорідності середовища на швидкості розповсюдження хвиль, на власні частоти, на переміщення і напруження.

6. Крім випадків неперервної зміни модуля Юнга і густини за товщиною запропонований пакет програм можна використовувати і для шаруватих основ, коли в межах кожного шару характеристики залишаються незмінними, але стрибком приймають інші значення на сусідньому шарі.

Список літератури

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

2. Пожуєв А. В. Вільні хвилі та стаціонарне деформування елементів конструкцій, які взаємодіють з інерційним середовищем [Текст] / А. В. Пожев, В. І. Пожуєв. – Запоріжжя : Кругозір, 2016. – 248 с.

3. Пожуєв А. В. Математичні моделі та методи розрахунку нестационарної динаміки циліндричних оболонок у тривимірному пружному середовищі / А. В. Пожуєв, В. І. Пожуєв, А.В. Фасоляк. – Запоріжжя : Статус, 2019. – 152 с.

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

5. Горшков А. Г. Пластини и оболочки на инерционном основании при действии подвижных нагрузок [Текст] / А. Г. Горшков, В. И. Пожуев. – М. : Изд – во МАИ, 1992 – 136 с.

6. Пожуєв А. Дія жорсткого тіла на внутрішню поверхню товстостінного біметалічного циліндра. [Текст] / А. Пожуєв, В. Пожуєв, О. Михайлуца // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2024. – 2. – С. 62–71.

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

8. Foroutan K. Nonlinear dynamic response and vibration of spiral stiffened FG toroidal shell segments with variable thickness [Text] / K. Foroutan, L. Dai // Mechanics of Advanced Materials and Structures. – 2023. – 30. – P. 3184–3203.

9. Safarov I. I. Propagation of own non-axisymmetric waves in viscoelastic three-layered cylindrical shells

[Text] / I. I. Safarov, M. K. Teshae, A. M. Marasulov, B. Z. Nuriddinov // Engineering journal. – 2021. – 25(7). – P. 97–107.

10. Vibrations of cylindrical shell structures filled with layered viscoelastic material [Text] / I. Safarov, M. Teshae, A. Marasulov et al. // E3S Web of Conferences. – 2021. – 264. – P. 451–461.

11. Dynamic behavior of cylindrical shell with partial constrained viscoelastic layer damping under an impact load [Text] / B. Khalfi, M. Nasraoui, J. Chakhari et al. // Acta Mechanica. – 2023. – 5. – P. 2125–2143.

12. Deformation of cylindrical shell by external pressure [Text] / N. Fidrovsk, E. Slepuzhnikov, I. Perevoznik, S. Khursenko // Sciences of Europe. – 2021. – 2(64). – P. 68–71.

13. Petrosian, L. G. Static and Dynamic Analysis of Engineering Structures: Incorporating the Boundary Element Method [Text] / L. G. Petrosian, V. A. Ambartsumian. John Wiley & Sons Ltd, 2020. – 501 p.

14. Bhattacharyya, A. Analysis of the dynamics of thin isotropic cylindrical shell in asymptotic approach [Text] / A. Bhattacharyya, B. Mukhopadhyay // Applied Mathematical Modelling. – 2016. – 40 (9–10). – P. 5324–5334.

15. Investigation on free vibration and transient response of functionally graded graphene platelets reinforced cylindrical shell resting on elastic foundation. [Text] / Z. Chen, A. Wang et al. // Eur. Phys. J. Plus. – 2020. – 135(7). – P. 1–34.

Одержано 05.03.2025

APPLICATION OF THE ORTHOGONAL DIFFERENTIAL SCAN METHOD IN THE ANALYSIS OF STATIONARY DYNAMIC PROBLEMS IN HETEROGENEOUS STRUCTURES

Andriy Pozhuyev

Ph. D., Professor, Professor of the Department of Fundamental and Applied Mathematics, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail:* scorpio6828@gmail.com, ORCID: 0000-0002-4083-5139

Volodymyr Pozhuev

Dr. Sc., Professor, Professor of the Department of Theoretical and Applied Mechanics, National University “aporizhzhia Polytechnic, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail:* pozhuevvi@gmail.com, ORCID: 0000-0002-9163-7888

Olena Mikhailutsa

Ph. D., Associate Professor of the Department of Electronics, Information systems and Software, Zaporizhzhia National University, Zaporizhzhia, Ukraine, *e-mail:* elenamikhaylutsa7@gmail.com, ORCID: 0000-0003-2935-7997

Purpose. It is development of a numerical algorithm for solving a wide range of stationary dynamics problems on the interaction of plates and cylindrical shells with elastic inertial foundations, the mechanical parameters of which vary in thickness according to arbitrary continuous or discrete laws. Solution of specific problems by the obtained algorithm and assessment of the influence of the variability of the medium characteristics on the main dynamic characteristics using three stationary dynamics problems as an example.

Research methods. Timoshenko-type equations and equations based on the Kirchhoff-Love hypothesis are used to describe the motion of plates and shells. The behavior of the foundation is described by dynamic equations of elasticity theory in stresses, from which, taking into account the changeability of Young's modulus and density, equations in displacements with variable coefficients are derived, which in the general case cannot be integrated analytically. For the boundary value problem for a system of ordinary differential equations obtained as a result of the transition to amplitudes and recording the contact conditions between a thin-walled structure and a non-uniform foundation, the orthogonal differential sweep method is used, which uses the Runge-Kutta method at each orthogonalization step to solve the problem. Thus, in problems of free waves and natural frequencies, the eigenvalue problem is solved, and in problems of moving loads, it is necessary to use the reverse move and then apply the superposition method. To assess the accuracy, as well as the optimal choice of orthogonalization nodes in the limiting cases of all the considered problems with a homogeneous foundation, analytical solutions are found and a comparison of the results is carried out.

Results. A software package for numerical solution of homogeneous and heterogeneous boundary value problems for systems of ordinary differential equations with variable coefficients based on the orthogonal differential sweep method has been developed. In this study, this software package is used for problems from three main classes of stationary dynamics problems: propagation of free waves in a cylindrical shell – heterogeneous elastic filler system, determination of natural frequencies in a three-layer cylindrical shell with a heterogeneous middle layer, and motion of a normal load along a plate on a foundation heterogeneous in thickness. Each problem shows the influence of the foundation heterogeneity on phase velocities, natural frequencies, and plate displacement. The efficiency of the developed program for more complex practical problems has been tested using boundary transitions to corresponding homogeneous materials, and recommendations have been made on the use of this algorithm for media with a significant number of layers.

Scientific novelty. An algorithm based on the orthogonal differential sweep method has been developed for problems of stationary dynamics of plates and shells interacting with a three-dimensional heterogeneous inertial medium. Three problems from three different classes of this section of solid mechanics have been solved with its help. The ways of further use of the developed package for problems of such classes are indicated.

Practical value. The developed software package and the results obtained with its help can be used in the practice of design organizations engaged in the development of elements of new technology, construction, and the construction of modern highways. In addition, the mathematical part of this publication can be useful not only in the mechanics of a deformable solid, but also in those sections of science where boundary value problems arise for systems of ordinary differential equations.

Key words: differential equations, orthogonal sweep, free waves, natural frequencies, Galilean transformation, moving coordinate system.

References

1. Pozhuyev, A. V., Pozhuev, V. I. (2015). Nestatsionarni protsesy v plastynakh i obolonkakh, yaki vzayemodiyut' z tryvymirnym pruzhnym seredo-vyshchem [Unsteady processes in plates and shells interacting with a three-dimensional elastic medium]. *Kruhozir*, 228.
2. Pozhuyev, A. V., Pozhuev, V. I. (2016). Vil'ni khvyli ta statsionarne deformuvannya elementiv konstruktiv, yaki vzayemodiyut' z inertsiynym seredovyschem [Free waves and stationary deformation of structural elements interacting with an inertial environment]. *Kruhozir*, 248.
3. Pozhuyev, A. V., Pozhuev, V. I., Fasolyak A.V. (2019). Matematychni modeli ta metody rozrakhunku nestatsionarnoyi dynamiky tsylindrychnykh obolonok u tryvymirnomu pruzhnomu seredovyschi [Mathematical models and methods for calculating unsteady dynamics of cylindrical shells in a three-dimensional elastic medium]. *Status*, 152.
4. Gorshkov, A. G., Pozhuev, V. I. (1992). Statsionarnyye zadachi dinamiki mnogosloynnykh konstruktiv [Stationary problems of dynamics of multilayer structures]. *Mashinostroyeniye*, 224.
5. Gorshkov, A. G., Pozhuev, V. I. (1992). Plastyny i obolochki na inertsiionnom osnovanii pri deystvii podvizhnykh nagruzok [Plates and shells on an inertial base under the action of moving loads]. MAI Publishing House, 136.
6. Pozhuyev, A., Pozhuyev, V., Mikhaylutsa, O. (2024). Diya zhorstkoho tila na vnutrishnyu poverkhnuyu tovtostinnoho bimetalichnoho tsylindra. [The action of a rigid body on the inner surface of a thick-walled bimetallic cylinder] *Novi materialy i tekhnolohiyi v metalurhiyi ta mashynobuduvanni*, (2), 62–71.
7. Manzhos, O., Pozhuyev, A., Mikhaylutsa, O. (2023). Nestatsionarna reaktsiya tsylindrychnoyi obolonky z pruzhnym sharom na diyu rukhomoho radial'noho navantazhennya. [Non-stationary response of a cylindrical shell with an elastic layer to the action of a moving radial load] *Tekhnichni nauky ta tekhnolohiyi*, 2 (32), 107–116.
8. Foroutan, K., Dai, L. (2023). Nonlinear dynamic response and vibration of spiral stiffened FG toroidal shell segments with variable thickness. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 30, 3184–3203.
9. Safarov, I., Teshae, K., Marasulov, A., Nuriddinov, B. (2021). Propagation of own non-axisymmetric waves in viscoelastic three-layered cylindrical shells. *Engineering journal*, 25(7), 97–107.
10. Safarov, I., Teshae, M., Marasulov, A., Jurayev, T., Raxmonov, B. (2021). Vibrations of cylindrical shell structures filled with layered viscoelastic material. *E3S Web of Conferences*, 264, 451–461.
11. Khalfi, B., Nasraoui, M., Chakhari, J., Ross, A., Chafra, M. (2023). Dynamic behavior of cylindrical shell with partial constrained viscoelastic layer damping under an impact load. *Acta Mechanica*, 5, 2125–2143.
12. Fidrovska, N., Slepuzhnikov, E., Perevoznik, I., Khursenko, S. (2021). Deformation of cylindrical shell by external pressure. *Sciences of Europe*, 2(64), 68–71.
13. Petrosian, L. G., Ambartsumian, V. A. (2020). *Static and Dynamic Analysis of Engineering Structures: Incorporating the Boundary Element Method*. John Wiley & Sons Ltd, 501.
14. Bhattacharyya, A., Mukhopadhyay, B. (2016). Analysis of the dynamics of thin isotropic cylindrical shell in asymptotic approach. *Applied Mathematical Modelling*, 40 (9–10), 5324–5334.
15. Chen, Z., Wang, A., Qin, B., Wang, Q., Zhong, R. (2020). Investigation on free vibration and transient response of functionally graded graphene platelets reinforced cylindrical shell resting on elastic foundation. *Eur. Phys. J. Plus*. 135(7), 1–34.

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2025**

Науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор Сергій Беліков

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор Вадим Ольшанецький

д-р техн. наук, професор Валерій Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання:

Наталія Савчук

Реєстрація суб'єкта у сфері друкованих медіа:
Рішення Національної ради України з питань телебачення і радіомовлення
№ 3040 від 07.11.2024 року
Ідентифікатор медіа: R30-05583

Підписано до друку 21.03.2025. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 9,2
Тираж 300 прим. Зам. № 273

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019