

Національний університет «Запорізька політехніка»

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 2'2021

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2021

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

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

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

Опубліковані статті присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

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

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

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

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

- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. Рациональне використання металів;

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

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

Редакційно-видавнича рада: С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, Н. О. Савчук, Н. І. Висоцька

Члени редколегії:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук В. М. Константинов, (Білоруський національний технічний університет), Беларусь

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

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

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

Г. Ш. Яр-Мухамедова (Казахський національний університет

ім. Аль-Фарабі)

doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Словацьчина

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

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

Рекомендовано до видання Вченою радою Національного університету «Запорізька політехніка», протокол № 3 від 06 грудня 2021 року.

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

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

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

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2021

Приказом Министерства образования и науки Украины № 1471 от 26.11.2020 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 26 ноября 2020 года» журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении» (сокращенное название - НМТ) включен в перечень научных профессиональных изданий Украины в категории «Б», в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора наук и доктора философии (кандидата наук).

Интернет-страница журнала: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Научное издание включено в международные (INSPEC, CrossRef) и национальные («Джерело», Национальная библиотека Украины имени В. И. Вернадского НАН Украины) реферативные и наукометрические базы данных.

Опубликованным статьям присваивается уникальный идентификатор цифрового объекта DOI.

Журнал распространяется по Каталогу периодических изданий Украины (подписной индекс – 23271).

Научный журнал печатает оригинальные статьи научных работников вузов и организаций Украины и других стран в соответствии с рубриками:

- теория строения и структурных изменений в металлах, сплавах и композитах. Влияние термической, химико-термической и термомеханической обработки на характер структуры и физико-механические свойства материалов;

- конструкционные и функциональные материалы. Механические свойства сталей, сплавов и композитов. Технологическое обеспечение надежности и долговечности деталей энергетических установок. Методы механической обработки. Технологии упрочняющих обработок. Характеристики поверхностных слоев и защитных покрытий деталей машин и изделий;

- металлургическое производство. Теплофизика и теплоэнергетика. Ресурсосберегающие технологии. Порошковая металлургия. Промтранспорт. Рациональное использование металлов;

- механизация, автоматизация и роботизация. Усовершенствование методов исследования и контроля качества металлов. Моделирование процессов в металлургии и машиностроении.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор: д-р техн. наук, профессор С. Б. Беликов (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

Заместители гл. редактора: д-р техн. наук, профессор В. Е. Ольшанецкий (НУ «Запорізька політехніка»), Украина
д-р техн. наук, профессор В. В. Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

Редакционно-издательский совет: С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, Н. А. Савчук, Н. И. Высоцкая

Члены редколлегии:

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

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

д-р техн. наук М. Н. Брыков (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук В. Г. Мищенко (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук Н. Е. Калинина (ДНУ), Украина

д-р техн. наук С. И. Гоменюк (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук С. Н. Гребенюк (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук Д. В. Лаухин (ПГАСА), Украина

д-р техн. наук В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»), Украина

д-р техн. наук В. И. Мазур (НТУУ «КПИ»), Украина

чл.-кор. НАН Украины В. Н. Федирко (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины)

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

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

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

д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р техн. наук Г. И. Слынько (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (НУ «Запорізька політехніка»), Украина

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

д-р физ.-мат. наук В. Е. Данильченко (Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

д-р хим. наук М. А. Турчанин (ДГМА), Украина

д-р техн. наук В. М. Константинов, (Белорусский национальный технический университет), Беларусь

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

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

д-р физ.-мат. наук, чл.-кор. НАН Казахстана

Г. Ш. Яр-Мухамедова (Казахский национальный университет им. Аль-Фараби)

doc. Ing. Ľuboš Kaščák, PhD (Technical University of Košice), Словакия

PhD, eng., DsC Dariusz Rozumek (Opole University of Technology Department of Mechanics and MachineDesign), Польша

Рукописи присланных статей проходят дополнительное независимое рецензирование с привлечением ведущих специалистов Украины и других стран, по результатам которого редакционная коллегия принимает решения о возможности их опубликования. Рукописи не возвращаются.

Рекомендовано к изданию Ученым советом Национального университета «Запорізька політехніка», протокол № 3 от 06 декабря 2021 года.

Журнал набран и сверстан в редакционно-издательском отделе Национального университета «Запорізька політехніка»

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Адрес редакции: 69063, Запорожье, ул. Жуковского, 64, тел. (061) 769-82-96, редакционно-издательский отдел

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Ольшанецький В.Ю., Глотка О.А., Кононов В.В.
ВПЛИВ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ ТА РОЗМІРНОЇ НЕВІДПОВІДНОСТІ РЕШТОК γ - $1\gamma'$ - ФАЗ
НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ6

Бабаченко О.І., Філоненко Н.Ю., Кононенко Г.А.
ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ МАРКИ Т ТА К+Al+N+Ti
ПІСЛЯ ЛИТТЯ ТА ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ (ГПД).....11

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Сидорчук О.М.
ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ІНСТРУМЕНТУ З ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 4X3N5M3Ф17

Нестеров О.В., Климов О.В., Ткач Д.В., Рубан В.Т.
ВИКОРИСТАННЯ НОВІТНІХ ЕКОЛОГІЧНО БЕЗПЕЧНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПОВЕРХНЕВОГО
ЗМІЦНЕННЯ ПРИ АЗОТУВАННІ21

Качан А.Я., Уланов С.А.
ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА КАЧЕСТВО
ПОВЕРХНОСТИ ПЕРА КОМПРЕССОРНЫХ ЛОПАТОК26

Малинов Л.С., Малинов В.Л., Бурова Д.В.
ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ СТРУКТУРЕ НАРЯДУ С ДРУГИМИ
СОСТАВЛЯЮЩИМИ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА И ПОСЛЕДУЮЩИМ УПРОЧНЕНИЕМ32

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Нарівський О.Е., Пуліна Т.В., Субботін С.О.
МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СЕЛЕКТИВНОГО РОЗЧИНЕННЯ СТАЛІ AISI 304
В ОБОРОТНИХ ХЛОРИДОВМІСНИХ ВОДАХ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТЕПЛООБМІННИКІВ42

Дядя С.І., Козлова О.Б., Кушнір Є.В.
ДОСЛІДЖЕННЯ УТВОРЕННЯ ПРОФІЛЮ ОБРОБЛЕНОЇ ПОВЕРХНІ ПРИ КІНЦЕВОМУ
ФРЕЗЕРУВАННІ ІНСТРУМЕНТОМ З ВЕЛИКИМ ВІЛЬОТОМ50

Дубровін В.І., Могильна М.В., Твердохліб Ю.В.
ІНФОРМАЦІЙНА ТЕХНОЛОГІЯ ОЦІНКИ ЯКОСТІ ОБРОБКИ МЕТАЛЕВИХ ПОВЕРХОНЬ
МЕТОДОМ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛІЗУ55

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Наумик В.В., Сажнев В.М.
ОСОБЛИВОСТІ ПРОЕКТНОГО РОЗРАХУНКУ ФОРМУВАЛЬНО-ЗАЛИВО-ВИБИВАЛЬНИХ
ВІДДІЛЕНЬ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ61

Мазур В.І., Пінчук С.Й.
ПЕРСПЕКТИВИ ФУНДАЦІЇ ФЕНОМЕНОЛОГІЧНОЇ ТЕОРІЇ РОСТУ КРИСТАЛІВ
ПРИ ЕЛЕКТРОКРИСТАЛІЗАЦІЇ65

Хмельов І.В., Процик О.П., Даниленко І.В.
МЕТОД ТЕХНІКО-ТЕХНОЛОГІЧНОГО АНАЛІЗУ АВТОМОБІЛІВ З УРАХУВАННЯМ ЕВОЛЮЦІЇ
ЇХ КОНСТРУКТИВНИХ ПАРАМЕТРІВ70

Гуляєва Л.В. ВПРОВАДЖЕННЯ ДИДАКТИЧНОГО МЕТОДУ МОДЕЛЮВАННЯ В ОСВІТНІЙ ПРОЦЕС З ФІЗИКИ: ПРАКТИЧНИЙ АСПЕКТ	75
Ольшанецький В.Ю., Глотка О.А. ЗАЛЕЖНІСТЬ КРИТИЧНИХ ТЕМПЕРАТУР БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ВІД ЇХ АТОМНО-ФАЗОВОГО СТАНУ	83
Слинько Г.І., Сухонос Р.Ф., Охрименко В.В., Слинько В.В., Алмаєв В.І. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СКЛАДУ БЕНЗИНОВОДОМЕТАНОЛЬНОЇ ПАЛИВНОЇ СУМІШІ НА ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНІ ПОКАЗНИКИ 4-ТАКТНОГО ДВЗ НА ЧАСТКОВОМУ РЕЖИМІ	86

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

- Ольшанецький В. Ю. д-р техн. наук, професор, зав. кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: olshan@zpu.edu.ua
- Глотка О. А. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: glotka-alexander@ukr.net
- Кононов В. В. канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail:

ВПЛИВ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ ТА РОЗМІРНОЇ НЕВІДПОВІДНОСТІ РЕШТОК γ - I γ' - ФАЗ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МІЦНОСТІ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

Мета роботи. Отримання прогнозуючих регресійних моделей, за допомогою яких можна адекватно розраховувати механічні властивості монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів, без проведення попередніх експериментів..

Методи дослідження. Для експериментально-теоретичних досліджень температурної працездатності, сформовано робочу вибірку сплавів, що складається з відомих промислових жароміцних нікелевих сплавів для монокристалічного лиття вітчизняного і зарубіжного виробництва, які за вмістом основних елементів охоплюють широкий діапазон легування хімічними елементами. Отримані значення оброблялись в програмному комплексі Microsoft Office з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей (ліній трендів), що оптимально описують ці залежності.

Отримані результати. Розглянуто вплив легувальних елементів на схильність їх до утворення фаз та їх морфологію в ливарних жароміцних нікелевих сплавах. На основі впливу елементів на фазоутворення було вперше розроблено коефіцієнт співвідношення легувальних елементів K_{γ} в сплавах даного класу.

Виявлено тісну кореляційну залежність співвідношення K_{γ} з розмірною невідповідністю кристалічних ґраток γ - та γ' - фаз (місфіт). Також показано, що для багатокомпонентних нікелевих систем можна з високою імовірністю прогнозувати місфіт, який істотно впливає на характеристики міцності сплавів даного класу.

Наведено регресійні моделі кореляційних залежностей від розмірної невідповідності (γ / γ' - місфіту), які дають можливість прогнозувати границі короткочасної і тривалої міцності сплавів. Показано, що величина місфіта при температурі експлуатації повинна прагнути до нуля. Це буде сприяти підвищенню структурної стабільності завдяки зведенню до мінімуму структурних напружень, що забезпечує позитивний вплив на міцність та пластичні характеристики.

Наукова новизна. Вперше запропоновано коефіцієнт співвідношення легувальних елементів K_{γ} і має тісний кореляційний зв'язок з характеристиками міцності та розмірної невідповідності ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

Практична цінність. Показано перспективний і ефективний напрямок у вирішенні задачі прогнозування основних характеристик, що впливають на комплекс службових властивостей сплавів як при розробці нових монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів, так і при вдосконаленні складів відомих промислових марок даного класу.

Ключові слова: математичне моделювання, ливарні жароміцні нікелеві сплави, розмірна невідповідність кристалічних ґраток (місфіт), короткочасна та довготривала міцність, співвідношення легувальних елементів.

Вступ

Найбільш відповідальними деталями газотурбінних двигунів (ГТД) є лопатки газової турбіни, що визначають максимальну температуру робочого газу на вході в турбіну, питому потужність, економічність і ресурс двигуна. Одним із шляхів вирішення завдання підвищення робочої температури газу перед турбіною

(до 2000...2200 К в перспективних двигунах) може бути досягнуто при застосуванні в турбіні лопаток з монокристалічною структурою, з ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) нового покоління.

Основна перевага монокристалічних лопаток, в порівнянні зі звичайними полікристалічними ЖНС, полягає в більш високому опорі високотемпературної

повзучості, обумовленому відсутністю в сплаві границь зерен, оскільки їх структура сформована гілками одного дендрита, що розвинувся від монокристалічної затравки [1–3].

На мікроскопічному рівні структура монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів представлена тільки двома фазами: частинками γ' - фази, розсіяними в матриці із складнолегованого γ - твердого розчину на нікелевій основі [4, 5]. У свою чергу частки інтерметалічної γ' - фази розрізняються розмірами і складаються з кубічних мікрочастинок, які розділені нанощарками γ - фази.

Зміцнення γ' - фазою забезпечує тривале збереження високотемпературної працездатності сплавів даного класу в широкому інтервалі температур, аж до 1150 °C [6]. Отже, найважливіша роль в опорі високотемпературної повзучості монокристалічних ЖНС належить таким структурно-фазовим характеристикам, як параметр кристалічних решіток γ - і γ' - фаз їх розмірна невідповідність (або γ / γ' - місфіт), яка розраховується за формулою $\delta = 2((a_{\gamma'} - a_{\gamma}) / (a_{\gamma} + a_{\gamma'})) \times 100 \%$, де a_{γ} і $a_{\gamma'}$ – періоди решіток γ - і γ' - фаз, відповідно [4, 7, 8].

Експериментально встановлено, що вплив легувальних елементів на період кристалічної решітки γ' - фази слабкіше, ніж γ -твердого розчину в багатокомпонентних жароміцних сплавах на основі нікелю. Місфіт γ / γ' визначається, головним чином, тими легуючими елементами, які найбільш сильно збільшують період решітки γ - твердого розчину. Такими елементами, в порядку зростання їх впливу на параметр γ - фази (Ru, Re, Mo, W, Nb і Ta) [9, 10].

Мета роботи – отримання прогнозуючих регресійних моделей, за допомогою яких можна адекватно розраховувати механічні властивості монокристалічних ЖНС, без проведення попередніх експериментів.

Матеріали та методики досліджень

Для експериментально-теоретичних досліджень температурної працездатності, сформовано робочу вибірку сплавів, що складається з декількох промислових ЖНС для монокристалічного лиття вітчизняного і зарубіжного виробництва (наприклад таких марок: CMSX10, PWA1484, ЖС36, ЖС 47). Вибірку сплавів було зроблено з позиції різноманітності хімічних складів (систем легування), які за вмістом основних елементів охоплюють широкий діапазон легування.

Отримані значення оброблялися в програмному комплексі Microsoft Office з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей (ліній трендів) з метою отримання необхідних залежностей.

Результати досліджень та їх обговорення

Враховуючи, що роль в опорі високотемпературної повзучості монокристалічних ЖНС належить, такому структурному параметру, як розмірна невідповідність, яка визначається від системи легування, то актуальним стає завдання – отримати оптимальні аналітичні математичні моделі для розрахунку характеристики на основі хімічного складу сплавів класу монокристалічних ЖНС.

Всі компоненти, що використовують при легуванні ЖНС, можна умовно розділити на три групи: ті, що розчиняються головним чином в твердому розчині (Co, Cr, Mo, W, Re), ті, що розчиняються переважно в γ' - фазі (Al, Ti, Ta, Hf) і карбідоутворювальні елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr). Оскільки в монокристалічних сплавах вміст вуглецю зведено до мінімуму, то карбідоутворювальні елементи розподіляються між γ - і γ' - фазами. Таким чином, поділ легувальних елементів зводиться до двох груп.

З іншого боку, до складу γ' - фази входять багато елементів: Al, Ti, Nb, Cr, Co, Mo, W, V і ін. Але їх вміст в γ' - фазі і вплив на її кількість в структурі, має суттєві відмінності. Цей вплив пов'язаний зі здатністю елементів утворювати з нікелем стабільні інтерметалічні фази типу Ni_3Me . Звідси, випливає що, на місфіт і механічні властивості сплавів впливають не тільки елементи, які відносяться до γ' - утворювальних, а й ті, які класифікуються як твердорозчинні зміцнювачі.

В результаті аналізу і обробки експериментальних даних запропоновано певні співвідношення легувальних елементів:

$$K_{\gamma'} = \eta \frac{\sum_{\gamma'} (Al + Ti + Nb + Ta + Hf)}{\sum_{\gamma} (Cr + W + Mo + Re + Co + Ru)} \quad (1)$$

де η – калібрувальний коефіцієнт який $\eta \geq 1$ (для даної вибірки $\eta = 5$);

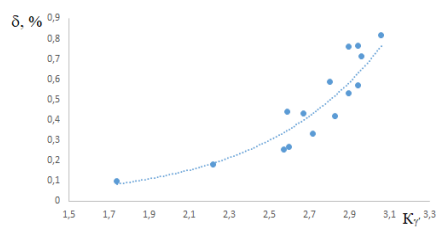
Al, Ti, Ta, Hf, Nb, Cr, Co, Mo, W, Re, Ru – масові частки відповідних хімічних елементів, % мас.

Оскільки розмірна невідповідність параметрів решітки пов'язане зі ступенем концентраційного твердорозчинного зміцнення γ - і γ' - фаз, ефективністю дисперсійного зміцнення сплаву, швидкістю повзучості і іншими властивостями монокристалів, то співвідношення K дозволяє зв'язати ці властивості з багатокомпонентними системами.

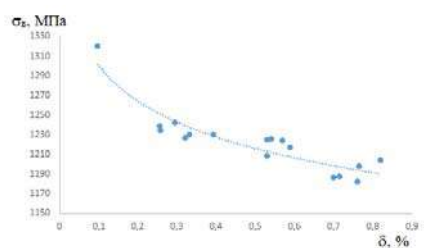
Встановлено, що розмірна невідповідність має експонентну залежність (рис. 1а) із запропонованим співвідношенням: $\delta = 0,0045 \text{ EXP}(1,6775 K)$; з відносною похибкою 3,32 %. Збільшення співвідношення K призводить до підвищення (δ), що пов'язується зі зменшенням кількості γ - розчинних зміцнювачів і збільшенням γ' - утворювальних елементів, які впливають на параметри кристалічних решіток фаз. Показано, що для багатокомпонентних нікелевих систем (монокристалічних ЖНС) можна з високою ймовірністю прогнозувати місфіт, який істотно впливає на характеристики міцності сплавів даного класу.

Встановлено, що залежність границі (σ_B) короткочасної міцності сплавів від величини місфіта (рис. 1б) оптимально описується логарифмічною залежністю: $\sigma_B = -52,32 \ln(\delta) + 1179,9$ з відносною похибкою 3,74 %. Для монокристалічних ЖНС збільшення значення місфіта супроводжується зниженням границі їх короткочасної міцності, оскільки між кристалічними решітками γ - і γ' - фази утворюються значні напруження, які сприяють процесам структурної та

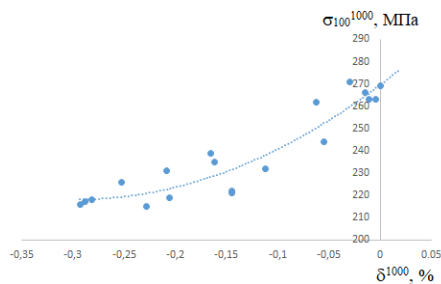
фазової нестабільності, що призводить до передчасного руйнування матеріалу. Показано, що при температурі випробувань 1000 °С, залежність меж 100- і 1000- годинних границь тривалої міцності від величини місфіта (рис. 1в, з) оптимально описується отриманими моделями: $\sigma_{100}^{1000} = 587,7\delta^2 + 347,96\delta + 269,65$ з відносною похибкою 3,46 % (рис. 1в); $\sigma_{1000}^{1000} = 561,4\delta^2 + 276,64\delta + 174,65$ з відносною похибкою 3,6 % (рис. 1з).



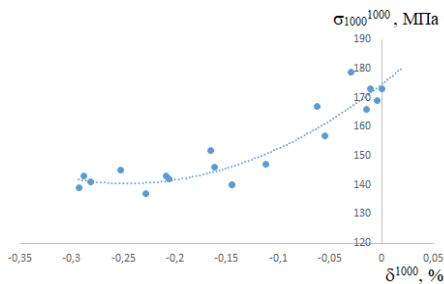
а



б



в



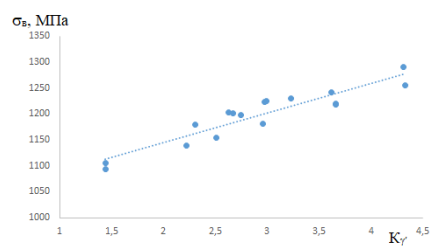
з

Рис. 1. Кореляційна залежність властивостей монокристалічних ЖНС від величини місфіта (δ) і співвідношення $K_{\gamma'}$ в їх складі: а – залежність місфіта (δ) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$; б – залежність меж короточасної міцності (σ_B) від місфіта (δ) при 20 °С; в, з – залежність меж 100- і 1000- годинний тривалої міцності від місфіта при 1000 °С

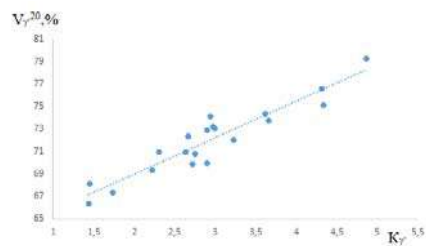
Ці залежності показують, що при температурі 1000 °С, значення розмірної невідповідності близько до нуля, сплави мають кращі показники тривалої міцності. Виходячи з вищерозглянутих залежностей, можна зробити ви-

сновок, що при розробці нових сплавів або вдосконаленні складів відомих промислових марок даного класу, потрібно закладати високі значення місфіта при кімнатній температурі (рис. 1б). Це пов'язано з тим, що з підвищенням температури розмірна невідповідність параметрів решіток γ - γ' - фаз змінюється і при температурі експлуатації величина місфіта наближається до нуля (рис. 1в, з), це знизить напруження і забезпечить поліпшення структурно-фазової стабільності, а, отже, підвищиться тривала міцність.

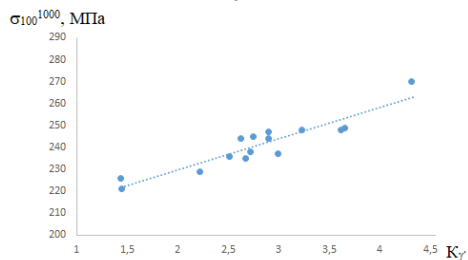
Встановлено, що запропоноване співвідношення $K_{\gamma'}$ має тісну кореляцію з границями короточасної (σ_B) і тривалої (σ_{100}^t , σ_{1000}^t) міцності, а також з об'ємною часткою γ' - фази в монокристалічних ЖНС (рис. 2). Всі ці залежності мають лінійний характер з позитивним кутовим коефіцієнтом і похибкою не більше 3,8 %.



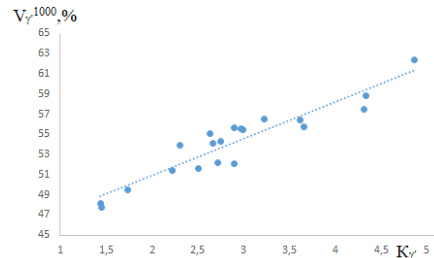
а



б



в



з

Рис. 2. Залежність границь короточасної міцності (а), об'ємної кількості γ' - фази при 20 °С (б), границь довготривалої міцності (в) і залишкової кількості γ' - фази при 1000 °С (з) від співвідношення $K_{\gamma'}$ в складі монокристалічних ЖНС

Така поведінка, пояснюється тим, що зі збільшенням K_{γ} збільшується об'ємна кількість основної зміцнюючої γ' - фази при кімнатній температурі (рис. 2б), і залишковою при підвищених температурах (рис. 2з), а отже підвищується границя короточасної (рис. 2а) і тривалої міцності (рис. 2в) у монокристалічних сплавах.

Зв'язок об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази з границями короточасної і тривалої міцності із запропонованим співвідношенням K для класу монокристалічних ЖНС адекватно описуються отриманими математичними моделями:

$$\sigma_B = 57,414 K_{\gamma'} + 1030,1;$$

$$V_{\gamma'}^{20} = 3,2607 K_{\gamma'} + 62,481;$$

$$\sigma_{100}^{1000} = 14,303 K_{\gamma'} + 201,11;$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = 3,6597 K_{\gamma'} + 43,551.$$

Таким чином, отримані моделі можуть застосовуватися для розрахунків при прогнозуванні механічних властивостей багатокомпонентних нікелевих систем (монокристалічних ЖНС) на основі їх хімічного складу.

Висновки

1. У даній роботі представлені дослідження, проведене моделюванням термодинамічних процесів виділення фаз і їх зв'язок з характеристиками міцності для монокристалічних нікелевих сплавів з різними системами легування.

2. На основі емпіричного підходу отримано нове співвідношення $K_{\gamma'}$ за величиною якого можна адекватно прогнозувати розмірне невідповідність (γ / γ' - місфіт), границя короточасної міцності (σ_B), об'ємна кількість ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, а також межі 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_{100t} , σ_{1000t}) для багатокомпонентних композицій монокристалічних ЖНС.

3. Наведено регресійні моделі кореляційних залежностей від розмірної невідповідності (γ / γ' -місфіта), які дають можливість прогнозувати границі короточасної і тривалої міцності сплавів. Показано, що величина місфіта при температурі експлуатації повинна прагнути до нуля. Це забезпечить підвищення структурної стабільності за рахунок зведення до мінімуму структурних напружень, що робить позитивний вплив на міцність і пластичні характеристики ЖНС.

4. Показано перспективний і ефективний напрямок у вирішенні задачі прогнозування основних характеристик, що впливають на комплекс службових властивостей сплавів як при розробці нових монокристалічних ЖНС, так і при вдосконаленні складів відомих промислових марок даного класу.

Ольшанецкий В. Е., Глотка А. А., Кононов В. В. Влияние системы легирования и размерного несоответствия кристаллических решеток γ - и γ' - фаз на характеристики прочности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов

Цель работы. Получение прогнозирующих регрессионных моделей, с помощью которых можно адекватно рассчитывать механические свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах, без проведения предварительных экспериментов.

Методы исследования. Для экспериментально-теоретических исследований температурной работоспо-

Список літератури

1. Philipp Hallensleben On Crystal Mosaicity in Single Crystal Ni-Based Superalloys / Philipp Hallensleben, Felicitas Scholz, Pascal Thome // Crystals. – 2019. – № 9. – P. 155–164. DOI:10.3390/cryst9030149.

2. Оспенникова О. Г. Создание нового поколения жаропрочных литейных и деформируемых сплавов и сталей – залог успешного развития отечественного двигателестроения / Оспенникова О. Г. // Металлургия машиностроения. – 2017. – № 4. – С. 17–20.

3. Киселев Ф. Д. Исследование структуры материала рабочих лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации / Киселев Ф. Д. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2018. – № 2. – С. 28–37.

4. Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' - фаз в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов / Протасова Н. А., Светлов И. Л., Бронфин М. Б. и др. // Физика металлов и металловедение. – 2008. – № 5. – С. 512–519.

5. P. Caron Evolution of Ni-based Superalloys for Single Crystal Gas Turbine Blade Applications / P. Caron and T. Khan // Aerospace Science and Technology. – 1999. – № 3 (8). – P. 513–523. DOI: 10.1016/S1270-9638(99)00108-X

6. Объемное нанофазное упрочнение в монокристаллическом никелевом сплаве ЖС36–ВІ [001] после высокотемпературных выдержек / Кузнецов В. П., Лесников В. П., Конеева И. П. и др. // МиТОМ. – 2014. – № 4. – С. 3–6.

7. G. Eggeler On Shear Testing of Single Crystal Ni-Base Superalloys / G. Eggeler, N. Wiczorek, F. Fox // Metallurgical and materials transactions A. – 2018. – № 49. – P. 3951–3962. DOI:10.1007/s11661-018-4726-9.

8. X. Wu On the nucleation of planar faults during low temperature and high stress creep of single crystal Ni-base superalloys / X. Wu, A. Dlouhy, Y.M. Eggeler // Acta Materialia. – 2018. – № 144. – P. 642–655.

9. G. Laplanche On the influence of crystallography and dendritic microstructure on micro shear behavior of single crystal Ni-based superalloys / G. Laplanche, N. Wiczorek, F. Fox // Acta Materialia. – 2018. – № 160. – P. 173–184.

10. E. Vacchieri Creep-fatigue interactions in equiaxed and single crystal Ni-base superalloys / E. Vacchieri, A. Costa, A. Riva // EUROSUPERALLOYS 2014 – 2nd European Symposium on Superalloys and their Applications. – 2014. – № 14. – 6 p. DOI:10.1051/mateconf/20141419002

Одержано 01.11.2021

способности, сформирована рабочая выборка сплавов, состоящий из известных промышленных жаропрочных никелевых сплавах для монокристаллического литья отечественного и зарубежного производства, которые по содержанию основных элементов охватывают широкий диапазон легирования. Полученные значения обрабатывались в программном комплексе Microsoft Office с получением корреляционных зависимостей типа «параметр свойство» с получением математических уравнений регрессионных моделей (линий трендов), оптимально описывают эти зависимости.

Полученные результаты. Рассмотрено влияние легирующих элементов на склонность их к образованию фаз в литейных жаропрочных никелевых сплавах. На основе влияния элементов на фазообразования впервые разработан коэффициент соотношения легирующих элементов $K_{\gamma'}$ в сплавах данного класса.

Обнаружена тесная корреляционная зависимость соотношения $K_{\gamma'}$ с размерной несоответствием кристаллических решеток γ - и γ' - фаз (мисфит). Также показано, что для многокомпонентных никелевых систем можно с высокой вероятностью прогнозировать мисфит, который существенно влияет на характеристики прочности сплавов данного класса.

Приведены регрессионные модели корреляционных зависимостей от размерного несоответствия (γ / γ' - мисфита), которые дают возможность прогнозировать границы кратковременной и длительной прочности сплавов. Показано, что величина мисфита при температуре эксплуатации должна стремиться к нулю. Это обеспечит повышение структурной стабильности за счет сведения к минимуму структурных напряжений, оказывает положительное влияние на прочностные и пластические свойства.

Научная новизна. Впервые предложено коэффициент соотношения легирующих элементов $K_{\gamma'}$, который имеет тесная корреляционная связь с характеристиками прочности и размерной несоответствия литейных жаропрочных никелевых сплавов.

Практическая ценность. Показано перспективное и эффективное направление в решении задачи прогнозирования основных характеристик, влияющих на комплекс служебных свойств сплавов как при разработке новых монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, так и при совершенствовании складов известных промышленных марок данного класса.

Ключевые слова: математическое моделирование, литейные жаропрочные никелевые сплавы, размерная несоответствие кристаллических решеток (мисфит) кратковременная и долговременная прочность, соотношение легирующих элементов.

Olshanetskii V., Glotka O., Kononov V. Influence of system alloying and dimensional mismatch of crystalline lattices of γ - and γ' - phases on the characteristics of the strength of single-crystal nickel superalloys

Purpose of the work. Obtaining predictive regression models, by means of which, it is possible to adequately calculate the mechanical properties of monocrystalline nickel-base superalloys without conducting previous experiments.

Methods of research. For experimental and theoretical studies of temperature performance, a working sample of alloys is formed consisting of known industrial nickel-base superalloys for monocrystalline castings of domestic and foreign production, which due to contents of the main elements, cover a wide range of alloying. The obtained values were processed in the Microsoft Office with the least squares method, with the obtaining of the "parameter-property" correlation dependencies with the obtaining of mathematical equations of regression models (trend lines) that describe these dependencies optimally.

Received results. The influence of alloying elements on their tendency to the formation of phases in foundry heat-resistant nickel alloys is considered. Based on the influence of elements on phase formation, the coefficient of the ratio of alloying elements $K_{\gamma'}$ in the alloys of this class was first developed.

A close correlation dependence of the ratio $K_{\gamma'}$ with a dimensional discrepancy between the γ - and γ' -phases crystalline lattice (localized) was found. It has also been shown that for multi-component nickel systems it is possible to predict with high probability misfit, which significantly affects the strength characteristics of alloys of this class.

The regression models of correlation dependencies on dimensional inconsistency (γ / γ' -misfit) are given, which allow to predict the boundaries of short-term and long-term strength of alloys. It is shown that the magnitude of the misfit at the operating temperature should tend to zero. This will increase the structural stability by minimizing structural stresses, which has a positive effect on the strength and plastic characteristics.

Scientific novelty. For the first time, a coefficient of the ratio of alloying elements $K_{\gamma'}$, which has a close correlation with the strength and dimensional discrepancy of casting nickel-base superalloys, is proposed.

Practical value. The perspective and effective direction in solving the problem of forecasting of the main characteristics affecting the complex of service properties of alloys, both in the development of new monocrystalline nickel-base superalloys, and in the improvement of the composition of known industrial brands of this class, is shown.

Key words: mathematical modeling, casting nickel-base superalloys, dimensional mismatch of crystalline lattice (misfit), short-term and long-term durability, the ratio of alloying elements.

УДК 672.11, 539.3

- Бабаченко О. І. д-р техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: A_Babachenko@i.ua*;
- Філоненко Н. Ю. канд. ф.-м. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: natph2016@gmail.com*
- Кононенко Г. А. д-р техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: perlit@ua.fm*.

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ МАРКИ Т ТА К+АІ+Н+ТІ ПІСЛЯ ЛИТТЯ ТА ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ (ГПД)

Мета роботи. Виконати порівняльні дослідження особливостей структурного стану та механічних властивостей дослідної сталі для залізничних коліс з мікролегуючим комплексом $Al+N+Ti$ та відомої сталі для високоміцних залізничних коліс марки Т, мікролегованої ванадієм.

Методи дослідження. Для визначення структурного стану сплавів використовували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний та рентгенофазовий аналізи.

Отримані результати. Виконано порівняльний аналіз структури та механічних властивостей сталей для високоміцних залізничних коліс марки Т та $K+Al+N+Ti$. Показано, що у сталі марки $K+Al+N+Ti$ після кристалізації структура стає більш дрібнозернистою та спостерігали збільшення об'ємної частки перліту у порівнянні зі сталлю марки Т. Виявлено, що ГПД призводить до зменшення об'ємної частки та розмірів оксидів, та в оксидах алюмінію Al_2O_3 відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза та титану

Наукова новизна. Показано, що зменшення вмісту ванадію в сталі та комплексне легування алюмінієм, титаном та азотом призводить до утворення більш дрібнозернистої структури та збільшення об'ємної частки дрібнодисперсного перліту. В мікроструктурі сталі $K+Al+N+Ti$ спостерігали утворення оксидів, нітридів та карбонітридів, які були розташовані по границям зерен та в тілі зерна перліту.

Вперше показано, що ГПД призводить до того, що в включеннях оксиду алюмінію Al_2O_3 відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза або титану, з утворенням оксидів $Fe_2(Al)O_3$ та $(Al, Ti)_2O_3$.

Практична цінність. Використання комплексного легування сталі призводить до покращення – механічних властивостей: збільшення ударної в'язкості при високому рівні твердості та міцності сталі марки $K+Al+N+Ti$ у порівнянні з маркою сталі Т.

Ключові слова: вуглецеві та мікролеговані сталі, залізничні колеса, структурні складові, механічні властивості.

Вступ

Економічна ефективність залізничних вантажних перевезень більшою мірою визначається експлуатаційними властивостями залізничних коліс. Висока міцність надає можливість збільшення навантаження на вісь, підвищена твердість визначає високу зносостійкість, а показники в'язкості та пластичності відповідають за надійність експлуатації залізничних коліс. Наразі в Україні відповідно до національного стандарту ДСТУ ГОСТ 10791:2016 для вантажних перевезень призначається сталь марки Т для залізничних коліс. Але досвід її використання виявив високу схильність таких коліс до утворення дефектів гальмівного походження. Попередніми дослідженнями було встановлено, що цю проблему можна вирішити насамперед шляхом зменшення вмісту вуглецю, а підвищувати міцність та твердість до рівня, який відповідає вимогам до коліс марки Т можливо шляхом ле-

гування кремнієм та марганцем [1-3]. Але важливими залишаються питання забезпечення високої надійності залізничних перевезень. Тому необхідне підвищення показників в'язкості та пластичності при забезпеченні високого рівня твердості та міцності сталі для залізничних коліс. Перспективним напрямком в сучасних умовах України є застосування мікролегування недорогими елементами, такими як титан, азот, алюміній.

Аналіз досліджень та публікацій

Леговані сталі мають широке застосування у вітчизняній промисловості завдяки високому комплексу механічних властивостей. Для визначення формування можливих стабільних/метастабільних фаз у багатокомпонентних системах проводять дослідження мікроструктури, фазового складу та механічних

властивостей як бінарних сплавів Al-Fe, Fe-Si, Fe-Ti, Fe-V, Fe-Mn та інших, так і тернарних систем – Al-Fe-Si, Al-Fe-Ti, Fe-Si-Ti [4–9].

Легуючі елементи можна умовно поділити на (де)стабілізуючі карбіди та ферит при формуванні перліту [6]. До карбідоутворюючих елементів можна віднести Mn, Ti, V, Cr та Mo [7–8], тоді як не карбідоутворюючі елементи, такі як Si, Al, Ni та Co [6–7, 9–11], мають високі концентрації в фазі α -Fe.

Для прогнозування стабільності співіснуючих оксидних і нітридних фаз, що містять алюміній та титан були досліджені діаграми Ti-Al-N-O, Ti-Si-N-O, Al-Si-N-O, Ti-Al-Si-N, Ti-Al-Si-O [12–13].

Відомо [14], що азот з атмосфери приймає участь в високотемпературних реакціях.

Розчинення Ti в розплаві відбувається значно меншою швидкістю ніж алюмінію, що призводить до утворення оксидів титану – TiO_2 чи Ti_2O_3 . Це дозволяє зробити припущення, що вони, ймовірно, утворюються одночасно з оксидом алюмінію на дефектах під час охолодження [15].

Дослідження представлені в роботі [16] показали, що в сплаві Al_2O_3 - Ti_2O_3 - TiO_2 можливе утворення не тільки оксиду заліза, а й фази Al_2TiO_5 , а автори роботи [17] показали, що в сплавах системи Al-Fe-O можливе утворення оксидів алюмінію $FeAl_2O_4$ та $FeAlO_3$.

Про можливе утворення оксидів, що містять алюміній та титан вказано в роботі [16] або твердих розчинів на базі фази Al_2O_3 [18]. Крім цього відомо, що на базі фази Al_2O_3 можливе утворення твердих розчинів [18] та фази $FeAlO_3$ [19].

Наразі, недостатньо літературних даних щодо впливу легування комплексом Al+N+Ti на структурний стан та механічні властивості сталей.

Meta роботи

Метою даної роботи було виконати порівняльні дослідження особливостей структурного стану та механічних властивостей дослідної сталі для залізничних коліс з мікролегуючим комплексом Al+N+Ti та відомої сталі для високошвидкісних залізничних коліс марки T, мікролегованої ванадієм.

Матеріали і методи

В даній роботі проводили дослідження двох сталей для високошвидкісних залізничних коліс – марки T (ДСТУ ГОСТ 10791:2016, мікролегована ванадієм) та K+Al+N+Ti (сталь дослідного хімічного складу з підвищеним вмістом силіцію та мангану, мікролегована системою Al+N+Ti). Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в табл. 1.

Виплавку сталей проводили в печі в алундових тиглях в атмосфері аргону. Швидкість охолодження

сплавів після лиття складала 10 К/с. Після лиття виконали гарячу пластичну деформацію (ГПД) – нагрів до (1260 ± 10) °C протягом 1 години 45 хв (+15 хв). Схема деформації: вільне осаджування на 50 % (за зміною висоти проби) – відповідає схемі та ступеню деформації металу ободу колеса в місці, де відбираються зразки для контролю механічних властивостей). ГПД підлягали проби розміром $70 \times 70 \times 80$ мм, вирізані з лабораторних злитків діаметром 100 мм.

Металографічні шліфи сталей виготовляли за стандартними методиками з застосуванням алмазних паст. Для визначення хімічного складу сплаву використовували хімічний та спектральний аналіз. Фазовий склад сплавів визначали за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21». Основні результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа JSM-6490 зі скануючою приставкою ASID-4D й енергодисперсійного рентгєнівського мікроаналізатора «LinkSystems 860» із програмним забезпеченням. Рентгєноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe-K α випромінюванні.

Результати та їх обговорення

Мікроструктура сталі марки T в литому стані була представлена перлітом та феритом. перліт мав дрібнодисперсну морфологію (рис. 1a).

Ферит сталі марки T містив заліза до 90 % (ат.), мангану до 0,1 % (ат.), силіцію до 0,7 % (ат.) та карбону до 4,5 % (ат.) [9]. В структурі сплаву були виявлені включення, об'ємна частка яких складала 3 %. У сплаві були виявлені карбіди $Fe_2,7Mn_0,3C, Fe_0,25Mn_1,4C_0,6$ та $Fe_9SiC_0,4$ (рис. 1б).

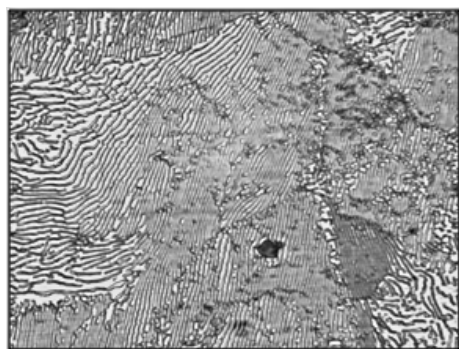
Слід зазначити, що легування сталі марки K комплексом Al+N+Ti призводить до зменшення об'ємної частки фериту та збільшення об'ємної частки перліту після лиття (рис. 2a) порівняно зі сталлю марки T. Отриманий результат можна пояснити спільним впливом Mn та Si, та дією титану на точку евтектики системи Fe-Fe $_3$ C – легуючі елементи здвигують точку S (евтектійна точка на фазовій діаграмі системи залізо-карбон) до більшого вмісту карбону, що призводить до збільшення об'ємної частки перліту в сталі [16].

Також було визначено, що використане легування призводить до зменшення розмірів зерна перліту.

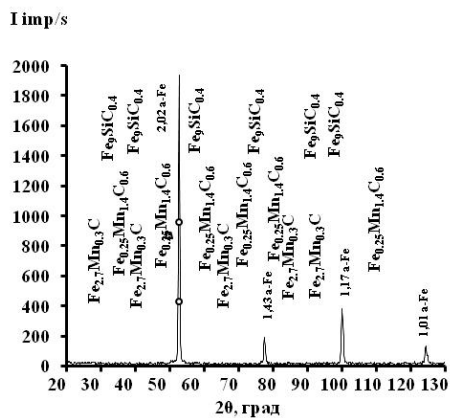
В результаті виконаних досліджень також було встановлено, що додаткове легування сталі марки K комплексом Al+N+Ti та зменшення вмісту ванадію призводить не тільки до зменшення об'ємної частки фериту, а й до зміни морфології перліту (рис. 3). В сталі марки K+(Al-Ti-N) спостерігали більшу дисперсність перліту, а місцями ділянки з дрібнодисперсним перлітом.

Таблиця 1 – Хімічний вміст елементів в сталі марки T та K+Al+N+Ti

Умовне позначення сталі	Вміст елементів, % мас.										
	C	Si	Mn	P	S	V	Mo	Al	Ti	(N)	(O)
T	0,63	0,31	0,74	0,008	0,005	0,115	≤0,010	0,021	≤0,005	0,007	0,073
K+Al+N+Ti	0,58	0,88	0,89	0,013	0,005	≤0,005	0,016	0,026	0,022	0,018	0,007

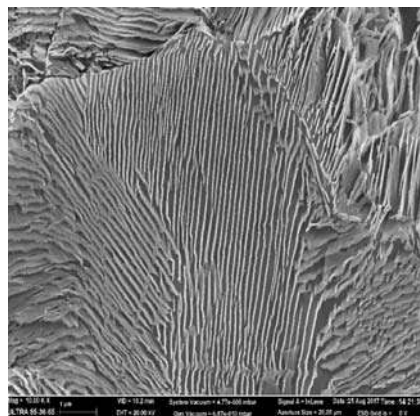


a

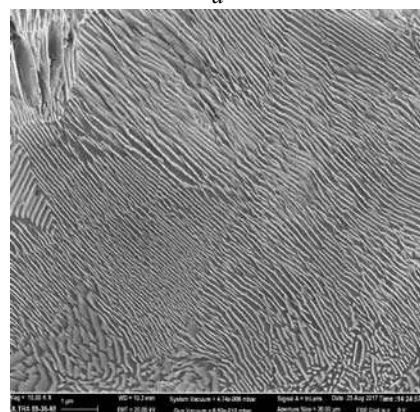


b

Рис. 1. Мікροструктура (a) та дифрактограма (b) сталі марки Т

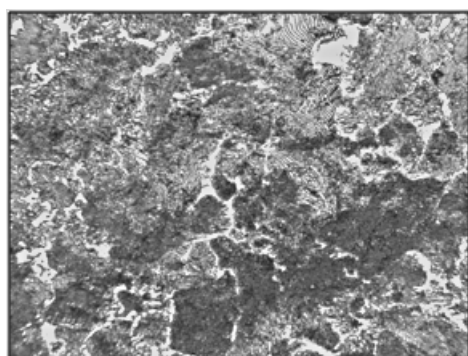


a

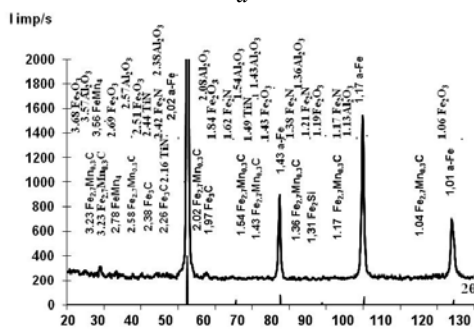


b

Рис. 3. Мікροструктура перліту сталі після лиття: марки Т (a), марки K+Al+N+Ti (b)



a



b

Рис. 2. Мікροструктура сталі K+Al+N+Ti в литому стані $\times 1000$ (a), дифрактограма (b)

В мікροструктурі сталі K+Al+N+Ti були виявлені включення – нітриди – (Fe, Ti)N, (Ti, Fe)₂N, карбонітриди – (Fe, Ti)NC; оксиди – Al₂O₃. Окрім цього, в структурі було встановлено утворення карбиду Fe_{2,7}Mn_{0,3}C. Ферит був легований манганом до 2,0 % (ат.), титаном – до 1,5% (ат.), силіцієм – до 1,5 % (ат.), та алюмінієм – до 0,9 % (ат.) [20].

Слід зазначити, що виявлені в мікροструктурі включення були розташовані не тільки по границям зерен, а й в самому зерні перліту.

Після ГПД при температурі 1260 °C та витримки протягом 20 хв сталі марки K+Al+N+Ti спостерігали збільшення розмірів зерна перліту (рис. 4). Збільшення часу витримки до 120 хв призводить до незначного збільшення зерна перліту в сталі марки K+Al+N+Ti та до збільшення зерна у 10 разів зерна в сталі марки Т.

Крім цього, фіксували зменшення розмірів включень оксидів, нітридів та складних карбідів в сталі марки K+Al+N+Ti.

За результатами мікроспектрального аналізу в оксидах Al₂O₃ алюмінію відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза або титану, з утворенням оксиду (Fe, Al)₂O₃ та (Al, Ti)₂O₃ (рис. 5).

В мікροструктурі сталі були виявлені окремі включення нітридів – (Ti, Fe)N, (Ti, Fe)₂N та (Ti, Fe)₂N.

В стані після ГПД проводили механічні випробування для визначення твердості, ударної в'язкості, показників міцності та пластичності досліджуваних сталей. Результати наведені в таблиці 2.

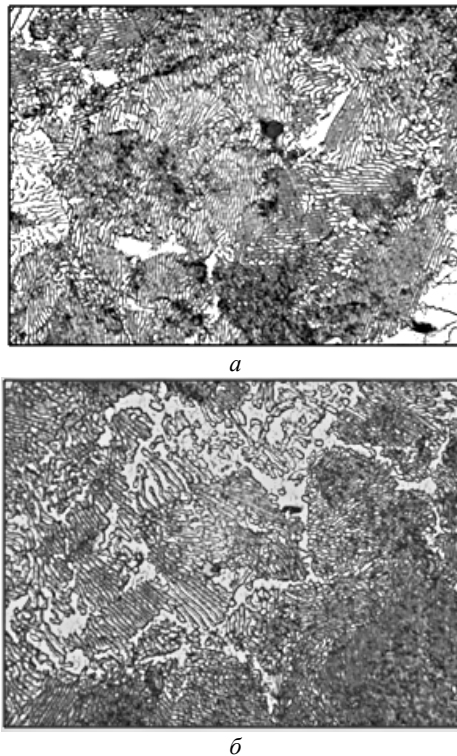


Рис. 4. Мікроструктура перліту сталі після ГПД: марки Т (а), марки К+Al+N+Ti (б) $\times 1000$

Таблиця 2 – Механічні властивості дослідних сталей після гарячої пластичної деформації

Умовне позначення злитку	Границя плинності, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне звуження, %	Відносне подовження, %	Ударна, в'язкість, КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
Після ГПД						
марка Т	366,95	824,7	17,2	12,5	18,9	190
К+(Al-Ti-N)	394,7	802,6	32,55	19,6	32,5	209

Таким чином, надані в даній статті відмінності в структурі сталей марки Т та К+Al+N+Ti дають можливість пояснити підвищений комплекс механічних властивостей – збільшення пластичності та твердості.

Выводи

1. Виконано порівняльний аналіз структури сталей марки Т та К+Al+N+Ti. Показано, що зменшення вмісту ванадію в сталі та комплексне легування алюмінієм, титаном та азотом призводить до утворення більш дрібнозернистої структури та збільшення об'ємної частки дрібнодисперсного перліту.

2. В мікроструктурі сталі К+Al+N+Ti спостерігали утворення оксидів, нітридів та карбонітридів, які були розташовані по границям зерен та в тілі зерна перліту.

3 Показано, що ГПД призводить до того, що в окремих вклученнях оксиду алюмінію Al_2O_3 відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза або титану, з утворенням оксидів $Fe_2(Al)O_3$ та $(Al, Ti)_2O_3$, використання комплексного легування сталі призводить до покращення – механічних властивостей: збільшення ударної в'язкості при високому рівні твердості та міцності сталі марки К+Al+N+Ti у порівнянні з маркою сталі Т.

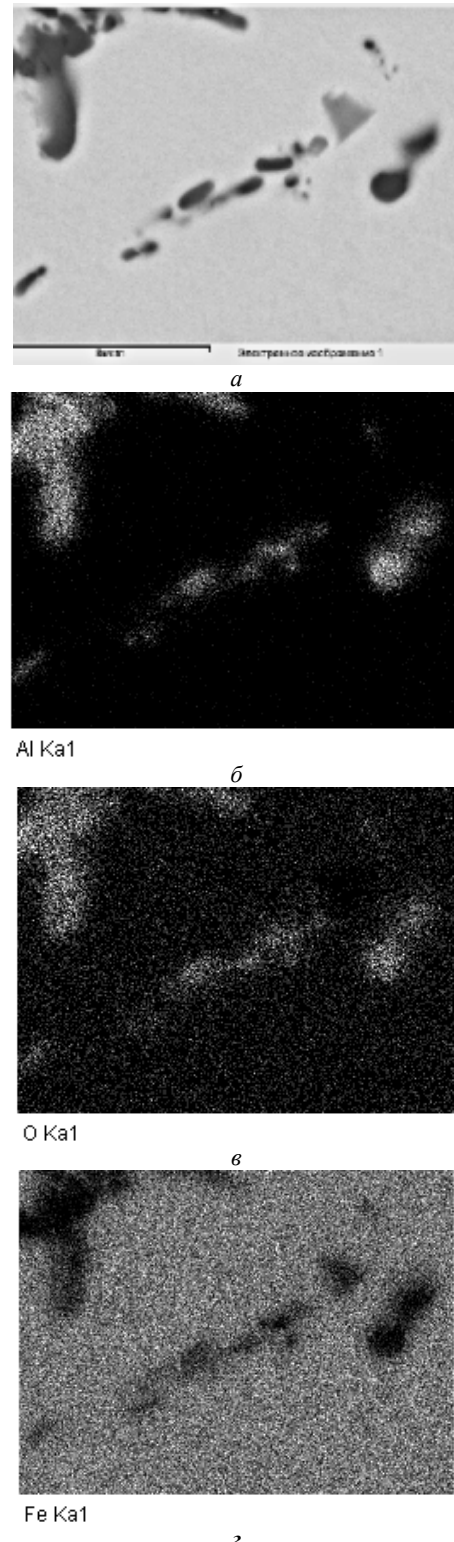


Рис. 5. Мікроструктура сталі марки К+Al+N+Ti (а) та розподіл хімічних елементів в сталі (б – Al, в – O, з – Fe)

Список літератури

1. Оптимизация химического состава колесных марок сталей на основе параметров межатомного взаимодействия / Д. Н. Тогобицкая, А. И. Бабаченко, А. С. Козачёк и др. // Математичне моделювання. – 2014. – Вип. 30. – С. 44–47.

2. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодорожных колес / А. И. Бабаченко, Д. Н. Тогобицкая, А. С. Козачёк и др. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2014. – Вып. 4. – С. 34–48.
3. Optimization of chemical composition of steel for railroad wheels providing stabilization of mechanical and increase of operational properties / A. I. Babachenko, D. N. Togobitskaya, A. S. Kozachyok and etc. // Metallurgical and mining industry. – 2017. – Вып. 3. – P. 32–39.
4. Phase equilibria and structural investigations in the system Al-Fe-Si. / M. C. J. Marker, B Skolyszewska-Khberger, H. S. Effenberger and etc. // Intermetallics. – 2011. – 19. – P. 1919–29. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.003.
5. Characterization of the Fe-rich corner of Al-Fe-Si-Ti / M. C. J. Marker, L. I. Duarte, Ch. Leinenbach, K. W. Richter // Intermetallics. – 2013. – 39. – P. 38–49. <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.007>
6. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite / Y. Tu, L. Huang, Q. Zhang and etc. // Materials Science and Technology. – 2018. – Vol. 34. – № 7. – P. 780–785. DOI: 10.1080/02670836.2017.1407558.
7. Zhu C. X. Three-dimensional atom probe characterization of alloy element partitioning in cementite during tempering of alloy steel / C. X. Zhu, Xiong, A. Cerezo and etc. // Ultramicroscopy. – 2007. – 107(9). – P. 808–812. DOI: 10.1016/j.ultramicro.2007.02.033
8. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels / S. Curtze, V.-T. Kuokkala, A. Oikari and etc. // Acta Materialia. – 2011. – 59. – P. 1068–1076. doi:10.1016/j.actamat.2010.10.037
9. Solubility of carbon, manganese and silicon in α -iron of Fe-Mn-Si-C alloys / N. Filonenko, A. Babachenko, G. Kononenko, E. Domina // East Eur. J. Phys. – 2020. – 4. 90-94. DOI:10.26565/2312-4334-2020-4-12.
10. Solubility of Carbon, Manganese and Silicon in γ -Iron of Fe-Mn-Si-C alloys / N. Yu. Filonenko, O. O. Babachenko, G. A. Kononenko, K. Domina // Physics and chemistry of solidstate. – 2020. – Vol. 21, N. 3. – P. 525–529. DOI: 10.15330/pcss.21.3.525-529.
11. Filonenko N. Investigation of Silicon and Manganese Solubility in Cementite of Iron-Based Alloys. / N. Filonenko A. Babachenko, G. Kononenko // East European Journal of Physics. – 2019. – № 2. – С. 46–51. DOI: 10.26565/2312-4334-2019-2-07.
12. Calculation of a Al-Ti-O-N quaternary isotherm diagram for the prediction of stable phases in TiN/Al alloy contact metallization / M. Caron, G. Gagnon, and etc. // Journal of Applied Physics. – 1996. – 79. – P. 4468–4475. doi: 10.1063/1.361760
13. Phase reactions at semiconductor metallization interfaces / A. S. Bhansali, D.H. Ko, R. Sinclair // Journal of Electronic Materials. – 1990. – 19. – P. 1171–1175. <https://doi.org/10.1007/BF02673329>
14. FactSage thermochemical software and databases, 2010–2016 / C. W. Bale, E. Belisle, P. Chartrand and etc. // Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2016. – 54. – P. 35–53. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2016.05.002>
15. Role of titanium on the reactive spreading of lead-frees older sonaluminas. / L. Gremillard, E. Saiz, V. R. Radmilovic and etc. // Journal of Materials Research, Cambridge University Press (CUP). – 2006. – P.3222–3233. hal-00436223
16. Thermodynamic Modeling of the Al_2O_3 - Ti_2O_3 - TiO_2 System and Its Applications to the Fe-Al-Ti-O Inclusion Diagram / I. Jung, G. Eriksson, P. Wu, A. Pelton // ISIJ International. – 2009. – Vol. 49. – N. 9. – P. 1290–1297.
17. Critical Assessment and Thermodynamic Modeling of the Al-Fe-O System / D. Shishin, V. Prostakova, E. Jak, S. A. Decterov // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2016. – Vol. 47B. – P. 397–424. DOI: 10.1007/s11663-015-0493-9
18. Characterization of a-(Fe,Al)₂O₃ Solid-solution Powders / V. S. Escribano, J. M. G. Amores, E. Finocchio and etc. // J. MATER. CHEM., – 1995. – 5(11). – P. 1943–1951. DOI: <https://doi.org/10.1039/JM9950501943>
19. Thermodynamic optimization of the Al_2O_3 -FeO- Fe_2O_3 -SiO₂ oxide system / V. Prostakova, D. Shishin, M. Shevchenko, E. Jak // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2019. – 67. – P. 101680(7). <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2019.101680>
20. Investigation of the structural composition of Fe-Mn-Si-Ti-Al-NC alloys and the solubility of elements in α -iron / N. Yu. Filonenko, A. I. Babachenko, H. A. Kononenko, A. S. Baskevich // East Eur. J. Phys. 4, P. 34–40 (2021), <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2021-4-25>. «in press»

Одержано 19.11.2021

Бабаченко А. И., Филоненко Н. Ю., Кононенко А. А. Исследование структуры и механических свойств сталей марки Т и К+Al+N+Ti после литья и горячей пластической деформации (ГПД)

Цель работы. Провести сравнительные исследования особенностей структурного состояния и механических свойств опытной стали для железнодорожных колес с микролегирующим комплексом Al+N+Ti и известной стали для высокопрочных железнодорожных колес марки Т, микролегирующей ванадием.

Методы исследования. Для определения структурного состояния сплавов использовали микроструктурный, микрорентгеноспектральный и рентгенофазный анализы.

Полученные результаты. Выполнен сравнительный анализ структуры и механических свойств сталей для изготовления высокопрочных железнодорожных колес марки Т и К+Al+N+Ti. Показано, что у стали марки К+Al+N+Ti после кристаллизации структура становится более мелкозернистой и наблюдали увеличение

объемной доли перлита по сравнению со сталью марки Т. Обнаружено, что ГПД приводит к уменьшению объемной доли и размеров оксидов, и в оксидах алюминия Al_2O_3 происходит частичное замещение атомов алюминия атомами железа и титана

Научная новизна. Показано, что уменьшение содержания ванадия в стали и комплексное легирование алюминием, титаном и азотом приводит к образованию более мелкозернистой структуры и увеличению объемной части мелкодисперсного перлита. В микроструктуре стали $K+Al+N+Ti$ наблюдали образование оксидов, нитридов и карбонитридов, расположенных по границам зерен и в теле зерна перлита.

Впервые показано, что ГПД приводит к тому, что во включениях оксида алюминия Al_2O_3 происходит частичное замещение атомов алюминия атомами железа или титана с образованием оксидов $(Al, Fe)_2O_3$ и $(Al, Ti)_2O_3$,

Практическая ценность. Использование комплексного легирования стали приводит к улучшению механических свойств: увеличению ударной вязкости при высоком уровне твердости и прочности стали марки $K+Al+N+Ti$ по сравнению с маркой стали Т.

Ключевые слова: углеродистые и микролегированные стали, железнодорожные колеса, структурные составляющие, механические свойства.

Babachenko O., Filonenko N., Kononenko H. The study of the structure and mechanical properties of T and K + Al + N + Ti steels after casting and hot plastic deformation (HPD)

Purpose. To perform comparative studies of structural features and mechanical properties of test steel for railway wheels with microalloy complex $Al + N + Ti$ and known steel for high-strength railway wheels of brand T, microalloyed with vanadium.

Methodology. Microstructural, micro-X-ray spectral and X-ray phase analyzes were used to determine the structural state of the alloys.

Results. Comparative analysis of the structure and mechanical properties of steels for high-strength railway wheels of brand T and $K + Al + N + Ti$. It is shown that in $K + Al + N + Ti$ steel after crystallization the structure becomes finer-grained and increase in the volume fraction of perlite was observed in comparison with steel of T brand. It was found that the HPD leads to the decrease in the volume fraction and size of oxides, and in aluminum oxides Al_2O_3 there is a partial replacement of aluminum atoms by iron and titanium atoms.

Originality. It is shown that the reduction of vanadium content in steel and complex alloying with aluminum, titanium and nitrogen leads to the formation of the finer-grained structure and increase in the volume fraction of fine perlite. In the microstructure of $K + Al + N + Ti$ steel, the formation of oxides, nitrides and carbonitrides was observed, which were located along the grain boundaries and in the body of the perlite grain.

It was shown for the first time that HPD leads to the fact that in the inclusions of aluminum oxides Al_2O_3 the partial replacement of aluminum atoms by atoms of iron or titanium, with the formation of oxides of $Fe_2(Al)O_3$ and $(Al, Ti)_2O_3$, take place.

Practical value. The use of complex alloying of steel leads to improvement of mechanical properties: increase in toughness at the high level of hardness and strength of steel grade $K + Al + N + Ti$ in comparison with steel of brand T.

Key words: carbon and microalloy steels, railway wheels, structural components, mechanical properties.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.316.13

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

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ВИГОТОВЛЕННЯ ІНСТРУМЕНТУ З ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 4ХЗН5МЗФ

Мета роботи. Збільшити інтервал експлуатації (вище критичної точки сталі А3 та нижче А1) штампового інструменту дослідної сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації для гарячого деформування міді та мідного сплаву.

Методи дослідження. Металографічний аналіз дослідної сталі.

Одержані результати. Дослідно-промислові випробування матриць штампового інструменту зі сталі 4ХЗН5МЗФ для гарячого деформування (пресування) міді марки М1, показало підвищену стійкість, яка використовується на заводі «Спецлитъ» (м. Дніпро, Україна). Скорегований хімічний склад (4Х4Н5М4Ф2) та оптимізований режим термічної обробки сталі з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації сприяло до підвищення її теплостійкості.

Наукова новизна. Розроблено лігатуру системи Fe-Ni-Mo-V-Mn для дошихтовки базової сталі 4Х5МФ1С для одержання сталі з регульованим аустенітним перетворенням марки 4ХЗН5МЗФ. В процесі часткової перекристалізації легованої конструкційної сталі 4ХЗН5МЗФ утворюється сфероїдизована карбідна складова, що спричинює на поліпшення механічної обробки заготовки для виготовлення матриць штампового інструменту.

Практична цінність. Скорочено технологічну операцію, а саме термо-деформаційну обробку (ковку) зливків, одержаних за технологією електрошлакового переплаву. Для полегшення механічної обробки різанням заготовки при виготовленні матриць з штампової сталі 4ХЗН5МЗФ, було запропоновано провести часткову перекристалізацію, а саме неповний відпал за температури 750 ± 20 °С. Показана можливість використання штампової сталі (4ХЗН5МЗФ) з регульованим аустенітним перетворенням при експлуатації для широкого інтервалу температур експлуатації гарячого деформування міді марки М1 та мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 (600–620 °С та 900–950 °С, відповідно) з підвищеним ресурсом експлуатації.

Ключові слова: штампова сталь, лігатура, хімічний склад, термічна обробка, властивості, структура, фазово-структурний стан.

Вступ

Матриці для гарячого деформування кольорових металів і сплавів (переважно для гарячого деформування сплавів на основі міді та мідно-нікелевих сплавів) використовують леговані конструкційні сталі марок 3ХЗМЗФ (аналог Н10, США) і 4Х5МФ1С (аналог Н13, США). В роботі [1, 2] було показано, що проведення випробування штампової литої сталі 4ХЗН5МЗФ з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 за температури 900–950 °С та отримання матриць на ВАТ «Артемівський завод кольорових металів і сплавів, м. Бахмут, Україна» та сталі марки 3ХЗМЗФ, яка використовується на цьому підприємстві, кращі експлуатаційні властивості належать дослідженій розробленій сталі. Її стійкість у порівнянні зі сталлю 3ХЗМЗФ становила в три рази вище. Актуальністю роботи представляло підвищити широкий інтервал температур експлуатації матриць з дослідженої сталі для гарячого деформування міді і мідного сплаву.

Методи дослідження

Хімічний склад сталі відповідав маркуванню 4ХЗН5МЗФ: 0,40–0,44 % С; 2,80–3,00 % Cr; 4,70–5,50 % Ni; 2,44–2,60 % Mo; 1,34–1,36 % V; 0,34–0,35 % Si; 0,25–0,28 % Mn; 0,004–0,005 % S; 0,003–0,004 % P. Метод відбору проб для сталі проводили за ГОСТ 7565–81. Хімічний склад сталі визначали за методом спектрального аналізу [3–5]. Вміст вуглецю у сталі встановлювали за допомогою експрес-аналізаторів АН 7560М та АН 7529М. Досліджували мікрошліфи сталі після травлення травником: 10 %-ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті з добавкою пікринової кислоти за методикою [6] та ГОСТ 10243–75. Твердість сталі після проведення термічної обробки визначали за методом Роквелла на приладі ТК-2 (ГОСТ 9013–73).

Викладення основного матеріалу

Для виготовлення дослідно-промислової партії матриць для гарячого деформування міді марки М1 використовували установку електрошлакового переплаву на заводі «Спецлитъ» (м. Дніпро, Україна).

Отримані зливки (маса одного зливка становило 100 кг) зі сталі 4ХЗН5МЗФ (рис. 1а, б). Під час виплавки електрошлакового переплаву для виготовлення дослідної сталі, було прийняте рішення використовувати лігатуру системи Fe-Ni-Mo-V-Mn і відходи штампової сталі марки 4Х5МФ1С. Лігатуру системи Fe-Ni-Mo-V-Mn виплавляли в індукційній печі і розливали в кокіль в результаті чого були отримані зливки (лігатури) масою 25 кг. Масовий склад шихти (лігатури) наведено у табл. 1, результати розрахунку шихтового матеріалу – табл. 2. Лігатуру виготовляли з урахуванням температури розплаву в печі перед випуском 1550 °С, тривалість рафінування не перевищувала 20 хв.

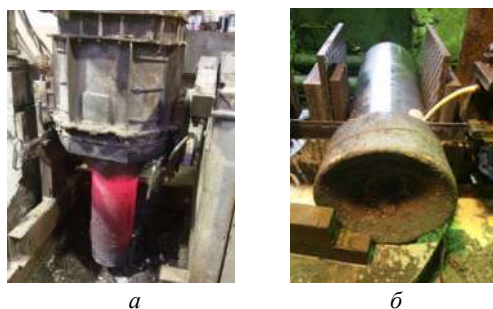


Рис. 1. Отримання зливка штампової сталі (масою 100 кг) за технологією електрошлакового переплаву на заводі «СпецЛіт» (м. Дніпро, Україна): установка електрошлакового переплаву (а); зливков (розміром – Ø 170 мм і довжиною 700 мм (б))

Таблиця 1 – Масовий склад шихти (лігатура системи Fe-Ni-Mo-V-Mn) для сталі марки 4Х5МФ1С

Ni (Н-1)	FeMo (60 %Mo)	FeV (45 %V)	Mn (96 %Mn)	Чавун (3,8 %С)	Армо-залізо	Загальна маса, кг
22,20	14,6	11,2	0,4	22,2	29,4	100

Таблиця 2 – Розрахунок розробленої в ІПМ ім. І. М. Францевича НАНУ лігатури системи Fe - Ni - Mo - V - Mn для введення в базу сталі 4Х5МФ1С (% по масі)

Компоненти шихти	Ма са, кг	Хімічні елементи, кг							
		C	Ni	Mo	V	Mn	Cr	Si	Fe
Лігатура									
Ni(Н-1)	3,85		3,85						
FeMo(60%Mo)	2,60			1,53					1,07
FeV(45%V)	3,30				1,50				1,80
Mn(96%Mn)	0,16					0,16			
Чавун(3,8%С)	5,20	0,20							5,00
Армо-залізо	9,80								9,80
Загальна маса	ч	0,20	3,85	1,53	1,50	0,16	-	0,69	17,7
Базовий матеріал									
Сталь 4Х5МФ1С	100%	0,40	0,20	1,30	0,50	0,40	5,00	0,80	91,40
	~75%	0,30	0,15	0,97	0,37	0,30	3,75	0,60	68,50
Лігатура та базовий матеріал									
Загальна маса	100кг	0,51	5,70	3,17	1,77	0,42	3,75	0,62	84,04

Під час досліджень сталі 4ХЗН5МЗФ було встановлено, що рекомендований для неї режим термомеханічної обробки [7, 8] не є оптимальним (рис. 2, а). Твердість після повного відпалу сталі по перетину заготовки перевищує 35 HRC. Крім високої твердості матеріал має також несприятливу для

механічної обробки структуру з пластинчастою карбідною складовою. На жаль проведення відпалу за температурою 860 °С не забезпечує сфероїдизації карбідної складової. Відпуск сталі за температури 680 °С проводити не доцільно, оскільки при відсутності фазових перетворень не змінює структурну карбідну складову. Твердість після повного відпалу сталі по перетину заготовки перевищує 35 HRC. Крім високої твердості матеріал має також несприятливу для різання структуру з пластинчастою карбідною складовою. Для зменшення жорсткості та полегшення механічної обробки різанням, при виготовленні матриць з штампової сталі, було запропоновано провести часткову перекристалізацію, а саме неповний відпал. Оскільки тільки в процесі часткової перекристалізації сталі утворюється сфероїдизована карбідна складову, що спричинить на поліпшення механічної обробки заготовки для виготовлення матриць штампового інструменту. Для встановлення критичних точок А₁ і А₃ штампової сталі 4ХЗН5МЗФ проводився дилатометричний аналіз. За результатами дослідження [9, 10] були встановлені критичні точки сталі: А₁ = 700 °С, А₃ = 850 °С, що дозволяє рекомендувати в проведенні сфероїдизуючого (неповного) відпалу за температурою нагріву 750±20 °С [2, 9] (рис. 2, б). Якщо провести неповний відпал легованої конструкційної сталі 4ХЗН5МЗФ, її твердість становить 33–34 HRC перлітно-сорбідної структури (α-Fe) з сфероїдизуючої карбідної складової, що дозволило з полегшенням проводити механічну обробку для виготовлення штампового інструменту. Залежно від розміру зразка (заготовки) штампової сталі 4ХЗН5МЗФ вибирається різний час ізоtermічної витримки при температурі 750±20 °С. Так для заготовки типу матриці діаметром 170 мм загальна витримка повинна становити близько 5,5 годин. Заготовку отриману електрошлаковим переплавом, піддавали термічній обробці за режимом 730–770 °С (неповний відпал). Твердість сталі становила 33–34 HRC. Після цього заготовку механічно обробляли різанням, різцями з пластинами сплаву Т15К6 з метою отримання матриць штампового інструменту.

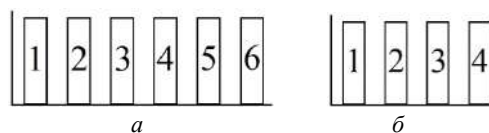


Рис. 2. Схеми технологічних операцій обробки сталі 4ХЗН5МЗФ: а – за технологією [7, 8] (1 – отримання зливків за традиційною технологією лиття, 2 – відпал за температури 860 °С з подальшим охолодженням до 350 °С, 3 – відпал за температури 680 °С з подальшим охолодженням до 400 °С, 4 – кування при 1180 °С, 5 – гартування 1020±10 °С, 6 – відпуск 570±10 °С); б – запропонована технологія (1 – отримання зливків електрошлаковим переплавом, 2 – відпал 750±20 °С, 3 – гартування 1030±10 °С, 4 – відпуск 590±10 °С)

Використання технології електрошлакового переплаву при отриманні зливків, дає можливість скоротити енергоємну технологічну операцію – ковку

(рис. 2а, б). Встановлено [1], що для литої сталі 4Х3Н5М3Ф оптимальні режими гартування і відпуску відповідає 1030±10 °С і 590±10 °С, відповідно (рис. 2б).

Експлуатаційні властивості сталі 4Х5МФ1С на заводі «Спецлитель» (м. Дніпро, Україна) при гарячій пластичній деформації міді марки М1 (профіль виробу має розміри 6×102 мм) є недостатньо високими. Основними причинами низької експлуатаційної стійкості матриці і кришки утримувача пов'язано з литим станом, а саме відсутність їх пластичного деформування та відсутність оптимальних режимів термічної обробки сталі. Дослідження мікроструктури сталі 4Х5МФ1С в литому стані показало її неоднорідність, наявність сітки дендритної структури і ділянок евтектики. Мікроструктура металу з матриці штампного інструменту зі сталі 4Х5МФ1С складається з сорбідної структури зі значною карбідною неоднорідністю: присутність ділянок підвищеної травимості (збагачених домішками) у вигляді сітки дендритної структури. Погіршення литої структури сталі 4Х5МФ1С пов'язано з отриманням зливків за традиційною технологією ливарного виробництва. Після термічного зміцнення (гартування 1040±10 °С і відпуску за температурою 600 °С) має місце карбідна складова великих розмірів. Використання технології електрошлакового переплаву для отримання зливків при високій швидкості кристалізації дозволить покращити литу структуру і підвищити механічні властивості штампної сталі. Так, в роботі [11] показано рівномірний розподіл легуючих компонентів по тілу зерен, а також відсутність карбідної евтектики грубої форми сталі 4Х3Н5М3Ф. З розробленої литої сталі 4Х3Н5М3Ф для якої були встановлені оптимальні режими термічної обробки, був виготовлений штампний інструмент (матриці) для пресування металу міді марки М1. Розміри профілю заготовок прямокутного перетину становило 6×130 мм. Розроблені матриці встановлювалися в стандартне обладнання для волочіння кольорових металів. У порівнянні з матрицями штампного інструменту зі сталі 4Х5МФ1С (отриманої за традиційною технологією ливарного виробництва), яка використовується на заводі «Спецлитель» (м. Дніпро, Україна) виготовлені за розробленою технологією матриці зі сталі 4Х3Н5М3Ф мали велику стійкість. Особливістю волочіння міді з використанням матриці штампного інструменту зі сталі 4Х5МФ1С є те, що в разі появи домішок інших металів відбувається різке збільшення температури яке впливає на матеріал матриці штампної сталі, на її поверхні утворюються мікротріщини. Це призводить до передчасного виходу з ладу штампного інструменту. Використовуючи розроблену сталь вдається уникнути появи такого виду браку штампного інструменту, тому що структура матеріалу дозволяє стабільно його використовувати при більш високих температурах. Для підвищення теплостійкості дослідженої сталі, було прийняте рішення скоригувати хімічний склад, що відповідало

марки 4Х4Н5М4Ф2 (по масі, %): 0,40–0,42 С; 3,80–3,90Cr; 5,00–5,10Ni; 3,70–3,80Mo; 1,70–1,80V; 0,014–0,016Al; 0,040–0,043W; 0,010–0,013Co; 0,018–0,020Nb; 0,065–0,067 Cu; 0,002–0,003 Ca; 0,003–0,005N; 0,072–0,075Si; 0,23–0,24Mn; 0,004–0,005S; 0,003–0,004P [12]. А також підвищити температуру гартування дослідженої сталі до первинної рекристалізації. Було встановлено, оптимальну температуру гартування сталі 4Х4Н5М4Ф2 – 1100±10 °С та відпуску – 590±5 °С [12]. Первинна рекристалізація сталі виникає за температури 1110 °С. Встановлено, що теплостійкість досліджуваної сталі 4Х4Н5М4Ф2 підвищилася на 30 °С (при 650 °С, HRC 40 за кімнатної температури) у порівнянні зі сталлю 4Х3Н5М3Ф.

Висновки

Показано можливість використання штампної сталі з регульованим аустенітним перетворенням для широкого інтервалу температур (вище критичної точки А₃ і нижче А₁) експлуатації для гарячого деформування міді і мідного сплаву з підвищеним ресурсом експлуатації у порівнянні з традиційними легуваними конструкційними сталями на феритній основі.

Список літератури

1. Сидорчук О. М. Одержання трубник заготовок з мідно-нікелевого сплаву МНЖ5-1 при використанні інструменту з штампної сталі регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації / Сидорчук О. М. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, Запорізький національний технічний університет. – 2021. – № 1. – С. 24–28.
2. Пат. № 94746 Україна UA, МПК С21/ D 8/00. Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування / Гогаєв К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К., Лук'янчук В. В. ; заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – № u201407076 ; заявл. 23.06.2014 ; опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22/2014.
3. Бабушкин А. А. Методы спектрального анализа / Бабушкин А. А., Бажулин П. А., Королев Ф. А. ; под ред. Р. Л. Левшина. М. : Изд-во Московского ун-та, 1962. – 509 с.
4. Петров В. И. Оптический и рентгеноспектральный анализ / Петров В. И. – М. : Металлургия, 1973. – С. 217 – 218.
5. Дубок В. А. Усовершенствование методов химического анализа тугоплавких соединений и металлических сплавов / Дубок В. А., Корнилова В. И., Печентковская Л. Е. – К. : Наук. думка, 1988. – 40 с.
6. Лаборатория металлографии / Панченко Е. В., Скаков Ю. А., Кример Б. И. и др. – М. : Металлургия, 1965. – 440 с.
7. Озерский А. Д. О выборе стали для матриц горячего прессования медных сплавов / Озерский А. Д., Кругляков А. А., Данилов А. Н. // Цветные металлы. – 1981. – № 8. – С. 83–84.
8. Озерский А. Д. Упрочнение стали ЭП930 для матриц горячего прессования медных сплавов / Озерский А. Д., Кругляков А. А. // Цветные металлы. – 1984. – № 10. – С. 76–78.

9. Штампова сталь для горячего деформирования с регулируемым аустенитным перетворением, одержана электрошлаковым литтям / Гогаев К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К. и др. // *Металлознавство та обробка металів*. – 2014. – № 1. – С. 40–45.

10. Структура та властивості загартованої сталі 4X3H5M3Ф, одержаної електрошлаковим перетопленням за високих температур / Гогаев К. О., Сидорчук О. М., Радченко О. К. и др. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2015. – № 12 (37). – С. 1653–1661.

11. Литая сталь с регулируемым аустенитным перетворением под час эксплуатации, одержана электрошлаковым переплавом / Сидорчук О. М., Мамонова А. А., Лук'яничук В. В. и др. // *Успіхи матеріалознавства*. – 2020. – № 1 (01). – С. 77–85.

12. Пат. № 141447 Україна UA, МПК C22/C38/00. Штампова сталь / Гогаев К. О., Радченко О. К., Сидорчук О. М., Миронюк Д. В.; заявник і патентовласник Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – № u201909670; заявл. 05.09.2019; опубл. 10.04.2020, Бюл. № 7/2020.

Одержано 21.09.2021

Сидорчук О. Н. Технологические основы изготовления инструмента с штамповой стали 4X3H5M3Ф

Цель работы. Увеличить интервал эксплуатации (выше критической точки стали A_3 и ниже A_1) штампового инструмента исследуемой стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации для горячего деформирования меди и медного сплава.

Методы исследования. Металлографический анализ исследовательской стали.

Полученные результаты. Опытные-промышленные испытания матриц штампового инструмента из стали 4X3H5M3Ф для горячего деформирования (прессование) меди марки М1, показало повышенную устойчивость, которая используется на заводе «Спецлитъё» (г. Днепр, Украина). Скорректированный химический состав (4X4H5M4Ф2) и оптимизирован режим термической обработки стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации способствовало к повышению теплостойкости.

Научная новизна. Разработана лигатура системы Fe-Ni-Mo-V-Mn для дошихтовки базовой стали 4X5MФ1С для получения стали с регулируемым аустенитным превращением марки 4X3H5M3Ф. В процессе частичной перекристаллизации легированной конструкционной стали 4X3H5M3Ф образуется сфероидизованная карбидная составляющая, что вызывает на улучшение механической обработки заготовки для изготовления матриц штампового инструмента.

Практическая ценность. Сокращенно технологическую операцию, а именно термо-деформационную обработку (ковку) слитков, полученных по технологии электрошлакового переплава. Для облегчения механической обработки резанием заготовки при изготовлении матриц со штамповой стали 4X3H5M3Ф, было предложено провести частичную перекристаллизацию, а именно неполный отжиг при температуре 750 ± 20 °С. Показана возможность использования штамповой стали (4X3H5M3Ф) с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации для широкого интервала температур эксплуатации горячего деформирования меди марки М1 и медно-никелевого сплава марки МНЖ 5-1 ($600-620$ °С и $900-950$ °С соответственно) с повышенным ресурсом эксплуатации.

Ключевые слова: штамповая сталь, лигатура, химический состав, термическая обработка, свойства, структура, фазово-структурное состояние.

Sydorchuk O. Technological bases of tool making from die steel 4X3H5M3Ф

Purpose. It is necessary to increase the service interval (above the critical point of steel A_3 and below A_1) of the stamping tool of the experimental steel with adjustment of austenitic transformation during operation for hot deformation of copper and copper alloy.

Research methods. Metallographic analysis of experimental steel.

Results. Experimental and industrial tests of die dies made of steel 4X3H5M3Ф for hot deformation (pressing) of copper grade M1, showed increased stability, which is used at the plant "Spetslityo" (Dnipro, Ukraine). The adjusted chemical composition (4X4H5M4Ф2) and the optimized mode of heat treatment of steel with regulation of austenitic transformation during operation helped to increase its heat resistance.

Scientific novelty. A ligature of the Fe-Ni-Mo-V-Mn system was developed for shredding the base steel 4X5MФ1C to obtain steel with adjustable austenitic transformation of the 4X3H5M3Ф brand. In the process of partial recrystallization of alloyed structural steel 4X3H5M3Ф a spheroidized carbide component is formed, which leads to the improvement of machining of the workpiece for the manufacture of dies of the stamping tool.

Practical value. Abbreviated technological operation, namely thermo-deformation processing (forging) of ingots obtained by electroslag remelting technology. To facilitate machining by cutting the workpiece in the manufacture of dies from die steel 4X3H5M3Ф, it was proposed to conduct a partial recrystallization, namely incomplete annealing at a temperature of 750 ± 20 °С. Possibility of use of die steel (4X3H5M3Ф) with adjustable austenitic transformation at operation for a wide range of operating temperatures of hot deformation of copper of the M1 brand and a copper-nickel alloy of the МНЖ 5-1 brand ($600-620$ °С and $900-950$ °С accordingly) is shown resource of operation.

Key words: die steel, ligature, chemical composition, heat treatment, properties, structure, phase-structural state.

УДК 669.14:621.785

- Нестеров О. В. канд. техн. наук, доцент, доцент каф. охорони праці і навколишнього середовища Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: voretstn1206@gmail.com*
- Климов О. В. канд. техн. наук, доцент, декан інженерно-фізичного факультету Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: o.v.klymov@gmail.com*
- Ткач Д. В. канд. техн. наук, доцент, доцент каф. фізичного матеріалознавства Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: darynka.odarkivna@gmail.com*
- Рубан В. Т. асистентка каф. охорони праці і навколишнього середовища Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: vruban.50@gmail.com*

ВИКОРИСТАННЯ НОВІТНІХ ЕКОЛОГІЧНО БЕЗПЕЧНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ПРИ АЗОТУВАННІ

Мета роботи. Можливість застосування іонно-плазмового азотування (ІПА) як екологічно безпечного процесу поверхневого зміцнення для підвищення експлуатаційних властивостей виробів з економно легованих феритних сталей.

Методи дослідження. Досліджували зразки зі сталі 03X8CЮ. Азотування проводили на інсталяції моделі ІОН-20-12. Варіювали тиск та температуру процесу для отримання азотованих шарів різної морфології. Структуру азотованих шарів досліджували на мікроскопі Axio Observtr.DLM (Karl Zeis, Германия). Фазовий склад зміцненого шару дослідної сталі визначали на дифрактометрі типу ДРОН за стандартною методикою. Порівняльні випробування корозійної стійкості проводили за ГОСТ 9.908-85.

Отримані результати. Встановлено, що метод іонно-плазмового азотування придатний для отримання якісних азотованих шарів на поверхні виробів із економно легованих феритних сталей. Дослідна сталь сприйнятлива до азотування у широкому спектрі технологічних параметрів: температура, тиск насичувального газу. Виявлено, що з підвищенням температури азотування кількість прошарків, їх розміри та будова у сформованих шарах змінюється. Визначено оптимальний режим іонного азотування ($T = 540^\circ$, $\tau = 4$ год, $P = 4$ тбар), що дозволяє отримати структуру найбільш придатну для вирішення поставленого завдання – підвищення корозійної стійкості за умов експлуатації в корозійно-агресивних середовищах. За результатами визначення фазового складу зразків, підданих іонному азотуванню в поверхневому шарі виявлено такі фази: α -твердий розчин на основі заліза та γ (MeFe₄N)-твердий розчин на основі хімічної сполуки нітриду заліза FeMe₄N. Дослідження корозійної стійкості підтвердило ефективність іонного азотування сталей: площа корозійних ушкоджень на не азотованому зразку складає 85 %, а на зразку підданому азотуванню – 15 %.

Наукова новизна. Вперше показана можливість отримання азотованих шарів заданого складу на економно легованих феритних сталях із застосуванням іонно-плазмової технології з використанням аміаку в якості насичувального середовища.

Практична цінність. Розроблена технологія іонного азотування є прийнятною для усіх економно легованих феритних сталей і має низку переваг: скорочення процесу за рахунок виключення додаткової депасивації; зменшення питомих витрат електроенергії за рахунок зниження енергоємності отримання плазми; екологічна безпека, що пов'язано з можливістю використання безводневого середовища.

Ключові слова: азотовані шари, фазовий склад, структура, корозійна стійкість, технологія іонно-плазмового азотування, екологічна безпека.

Виготовлення деталей та виробів відповідального призначення як правило передбачає операції з підвищення експлуатаційних характеристик, які забезпечують безаварійність роботи впродовж усього ресурсу експлуатації, таких як твердість, корозійна стійкість та зносостійкість поверхні.

Найбільш поширеним видом азотування, який застосовується на вітчизняних підприємствах, є газове пічне азотування, яке відбувається в негерметичних шахтних або ковпакових печах, і наявність деякої кі-

лькості аміаку та його сполук в повітрі робочої зони є неминучим. Процес характеризується низкою суттєвих небезпек, зокрема, використанням аміаку (NH₃), який характеризується сенсibiliзуючою, мутагенною та тератогенною дією на організм людини, тому ставиться завдання локалізувати зони насичення у той чи інший спосіб.

Вирішенням цієї проблеми може бути використання іонно-плазмового азотування (ІПА). Азотування в низькотемпературній плазмі тліючого розряду

засновано на взаємодії термічного, електричного і магнітного впливу на іони та електрони. При потрап- лянні насичувального газу в зону низькотемператур- ного плазмового розряду відбувається утворення ві- льних атомів азоту, що і є джерелом насичення поверхневого шару.

Методам інженерії поверхні за останні роки при- свячено низку наукових досліджень в провідних нау- ково-дослідних закладах. Зокрема, в монографії «Ионное азотирование в безводородных средах» авторів В. Г. Каплуна та П. В. Каплуна представлені результати експериментальних досліджень технології іонного азотування у безводневих середовищах, роз- глянуто вплив технологічних параметрів процесу на фізико-механічні та експлуатаційні характеристики азотованого шару та особливості конструкції і харак- теристики обладнання та промислового впровадження технології азотування [1]; в роботах З. А. Дурягіної, О. В. Нестерова розглянуто використання методу іон- ного азотування для підвищення поверхневої твердо- сті виробів зі сталей різного класу за хімічним скла- дом [2, 3]; а в роботах білоруських науковців М. Н. Босякова, С. В. Бондаренка, Д. В. Жука, П. А. Мату- севича запропоновано використання ППА замість це- ментації, нітроцементациї, газового та рідинного азо- тування, ТВЧ гартування, що дозволяє заощадити основне обладнання і виробничі площі, зменшити витрати електроенергії та активних газових середо- вищ [4].

Технологія іонного азотування в вакуумі дозво- ляє отримати дифузійні прошарки такими, що відпо- відають умовам подальшої експлуатації виробів, а саме, в разі іонно-плазмового азотування з'являється можливість цілеспрямовано впливати на склад насичувального середовища, керувати процесами інтен- сифікації адсорбції та дифузії, та в результаті отримати прошарки з різним фазовим складом. Крім того запропонована технологія передбачає суттєве зменшен- ня споживання енергоресурсів завдяки принципово відмінній схемі технологічного процесу, в якому зна- чно скорочується кількість операцій, а усі стадії про- цесу виконуються автоматично в межах робочої зони інсталяції ІОН-20-12.

При традиційному газовому азотуванні фактори впливу на результати технологічного процесу, а саме, створення насичувального середовища та організація процесів насичування поверхні, не можуть бути керо- ваними окремо одне від одного, що суттєво знижує функціональність інженерії поверхні.

Таким чином метою досліджень була апробація режимів іонно-плазмового азотування, критеріями якої є отримання азотованих прошарків визначеного складу за умови підвищення твердості та рівня корозійної стійкості поверхні виробів з економно легованих феритних сталей.

Азотування зразків зі сталі 03X8CЮ проводили в середовищі аміаку інсталяції моделі ІОН-20-12 фірми «ЕФФТОМ-ІОН» (Болгарія). Інсталяція для іонно-плазмового азотування складається з вакуумної сис- теми, генератора імпульсних розрядів, які утворюють

низькотемпературну плазму. Деталі, які підлягають азотуванню виконують роль катоду, а стінки вакуум- ної камери служать анодом. Температуру азотування та тиск аміаку варіювали в межах від 500 до 580 °С і від 3 до 8 mbar відповідно, тривалість процесу 4 год.

Металографічні дослідження структури азотованих зразків розмірами 30×20×1,5 мм шарів виконували на оптичному металографічному мікроскопі Axio Observtr .DLM (Karl Zeiss, Германія) . Хімічне трав- лення підготовлених зразків здійснювали в реактиві Вілела (1г пікринової кислоти, 5 мл HCl, 90 мл спирту) або Марбль (10 г H₂SO₄, 50 мл HCl, 50 мл спирту). Визначали також глибину азотованого шару та його мікротвердість. Фазовий склад дослідної сталі, а та- кож азотованого поверхневого шару визначали засо- бами рентгеноструктурного аналізу у мідному випро- мінюванні на дифрактометрі типу ДРОН з використанням стандартних методик [5, 6]. Параметр кристалічної ґратки α- фази оцінювали по лінії 222.

Оцінка результатів прискорених порівняльних випробувань корозійної стійкості проведена згідно розділу 2.2 «Коррозия пятнами». Міждержавного стан- дарту ГОСТ 9.908-85 «Методы определения показате- лей коррозии и коррозионной стойкости». Визначали площу окремих зон на поверхні зразків, уражених корозією, визначали ступінь ураження поверхні зразка корозією у відсотках. Розміри зразків для дослі- дження корозії становили 50×30×1,5 мм. Поверхню зразків очищували від жирових та інших забруднень. Випробування були як у атмосфері міського середо- вища (термін випробувань 8000 годин), так і приско- реними, які проводили у кліматичній камері (термін випробування 100 годин), що уявляла собою гермети- чний резервуар об'ємом 0,25 м³. Камера оснащена підігрівальними елементами та контрольно- вимірвальними приладами. Влаштування камери дозволяє зволожувати зразки методом їх занурення у розчин. Розчином слугував 5-ти % NaCl з добавкою 0,25 г/дм³ оцтової кислоти як катодного деполяриза- тора, який підтримує постійне значення рН = 3,1–3,3. Температуру в кліматичній камері під час досліджен- ня підтримували на рівні 35 °С, термін випробувань складав 100 годин.

Показники корозійної стійкості визначали згідно ОСТ 9.908-85 (1999). Площину зон, що ушкоджені корозією на поверхні зразків, вимірювали за допомо- гою координатної сітки.

Ступінь ураження поверхні зразка корозією ви- значали за формулою

$$G = \frac{\sum_{i=1}^n S_i}{S} \cdot 100,$$

де S_i – площа i -ї зони, м²;
 n – кількість зон;
 S – площа поверхні зразка, м².

Металографічний аналіз азотованих шарів, які утворюються на поверхні дослідної сталі, підтвердив,

що будова цих шарів значно залежить від зміни технологічних параметрів процесу (рис. 1). Це пояснюється перерозподілом атомів азоту між твердим розчином та нітридними фазами, що утворюються в результаті реакційної дифузії [7]. Дифузійна зона при іонному азотуванні є гетерофазною, на базі високоазотистого α - твердого розчину з надлишковими виділеннями високодисперсних нітридів легувальних елементів.

Металографічний аналіз азотованих шарів, які утворюються на поверхні дослідної сталі, підтвердив, що будова цих шарів значно залежить від зміни технологічних параметрів процесу (рис. 1). Це пояснюється перерозподілом атомів азоту між твердим розчином та нітридними фазами, що утворюються в результаті реакційної дифузії [7]. Дифузійна зона при іонному азотуванні є гетерофазною, на базі високоазотистого α - твердого розчину з надлишковими виділеннями високодисперсних нітридів легувальних елементів.

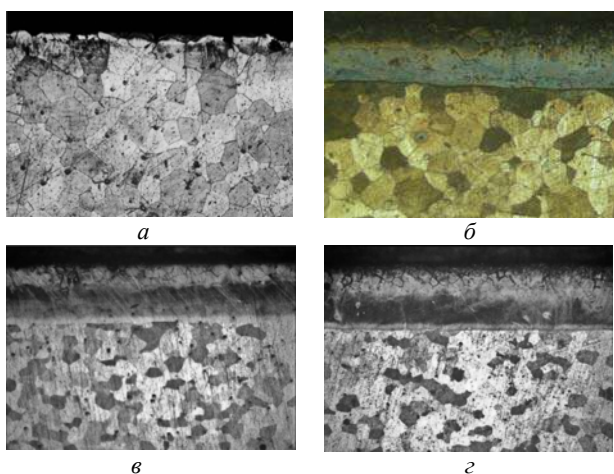


Рис. 1. Структура азотованого шару зразків сталі 03X8CЮ після різних режимів азотування, $\times 200$: а – $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ год, $P = 5,5$ mbar; б – $T = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 6$ год, $P = 5,5$ mbar; в – $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4$ год, $P = 3$ mbar; з – $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4$ год, $P = 8$ mbar

З рисунку видно, що з підвищенням температури азотування від $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $580\text{ }^{\circ}\text{C}$, кількість прошарків, їх розміри та будова у сформованих шарах змінюється. Причому внутрішній шар має дендритну будову голчастого типу, а у зовнішньому шарі спостерігаються світлі ділянки, що можуть належати ϵ - фази (для температури азотування $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, (рис. 1а) з утворенням тонких прошарків твердістю HV0,05 понад 1000. При температурі процесу $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ утворюється γ' - фаза (рис. 1б). Слід зазначити, що збільшення тиску плазми розширює розміри прошарку дифузійної γ' - фази зі

зниженням твердості поверхні азотованого шару відносно твердості ϵ - фази до твердості 873,5 HV0,05.

На підставі аналізу мікроструктур та твердості поверхні було визначено оптимальний режим іонного азотування ($T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 4$ год, $P = 4$ mbar), що дозволяє отримати структуру найбільш придатну для вирішення поставленого завдання – підвищення твердості та корозійної стійкості виробів в умовах корозійно-агресивних середовищ.

Треба зазначити, що в структурі азотованого шару, сформованого при тиску насичувального газу 3 mbar, спостерігається γ' - фаза з твердістю 908,5 HV0,05, що є сприятливою в умовах експлуатації виробів в корозійно-агресивних середовищах та динамічних навантаженнях. При збільшенні тиску насичувального газу до 8 mbar за умови збереження фазової гетерогенності ($\epsilon + \gamma'$ - фази) можливе підвищення твердості до 1300 HV0,05, що підвищує зносостійкість в корозійному середовищі.

За результатами визначення фазового складу зразків, підданих іонному азотуванню при температурі $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ (тривалість витримки 4 год, тиск аміаку 3 mbar та 8 mbar) в поверхневому шарі виявлені такі фази: α -твердий розчин на основі заліза, що є основою сплаву, та γ' (MeFe₄N)-твердий розчин на основі хімічної сполуки нітриду заліза FeMe₄N.

Через те, що азот є елементом втілення, при його розташуванні в порах ОЦК- гратки, відбувається певне збільшення її параметрів. Окрім визначення зміни фазового складу на поверхні зразків підданих азотуванню, проводили порівняння значень параметра гратки α (Fe) зразків після азотування та тих, що азотуванню не піддавали (табл. 1). Як видно з таблиці параметр гратки зразків у вихідному стані менший, що свідчить про насичення α - твердого розчину атомами азоту.

Для визначення ролі легувальних елементів, які входять до складу досліджуваної сталі при утворенні нітридів в дифузійній зоні, виконано дослідження поелементного складу азотованих шарів методом мікрорентгеноспектрального аналізу [4]. Отримані результати свідчать про присутність в дифузійній зоні усіх легувальних елементів, які входять до складу сталі. При цьому відзначено суттєвий вплив кремнію (1,2–1,5 %) за умови вмісту цього елемента у складі сталі 0,8–0,9 %.

Для визначення ролі легувальних елементів, які входять до складу досліджуваної сталі при утворенні нітридів в дифузійній зоні, виконано дослідження поелементного складу азотованих шарів методом мікрорентгеноспектрального аналізу [4].

Таблиця 1 – Фазовий склад, значення параметрів гратки α - фази зразків сталі 03X8CЮ за відповідним режимом азотування

Режим азотування	Глибина азотованого шару, мкм	Фазовий склад	Параметр гратки α - фази, нм
без азотування	–	α (Fe)	0,28682
$540\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 год, 3 mbar	240–300	α (Fe); γ' (MeFe ₄ N)	0,28704
$540\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 год, 8 mbar	110	α (Fe), ϵ , ξ (MeFe ₃ N); (MeFe ₂ N)	0,28708

Отримані результати свідчать про присутність в дифузійній зоні усіх легувальних елементів, які входять до складу сталі. При цьому відзначено суттєвий вплив кремнію (1,2–1,5 %) за умови вмісту цього елемента у складі сталі 0,8–0,9 %.

Дослідження корозійної стійкості отриманих зразків підтвердило високу ефективність іонного азотування економно легованих феритних сталей, що працюють в умовах агресивного середовища (рис. 2). З рисунку видно, що площа корозійних ушкоджень на зразку, що не був азотованим складає 85 %, а на зразку підданому азотуванню де на поверхні була γ' - фаза площа корозійних ушкоджень, була значно меншою і складала 15 %.

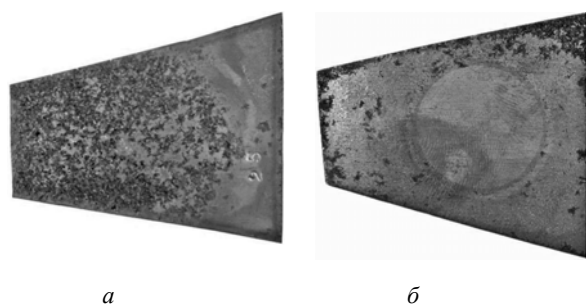


Рис. 2. Зразки із сталі 03X8CЮ до (а) і після (б) іонного азотування після випробувань на корозійну стійкість; азотування за режимом $T = 540^{\circ}\text{C}$, $t = 4$ год, $P = 4$ mbar

Таким чином, матеріал має щільну, пластичну дифузійну зону, яка складається з γ' - фази, що і забезпечує достатній рівень корозійної стійкості.

Висновки

Розроблено технологію іонно-плазмового азотування, при якій виключено виток шкідливих сполук аміаку за межі робочої зони, чим досягається суттєве підвищення рівня екологічної безпеки та поліпшення умов праці.

Ефективність технології підтверджено отриманням азотованих шарів різної морфології ((MeFe₄N)- γ' - фаза і складу (MeFe₂N, MeFe₃N)- ϵ - фаза) або їх сполучень, що є прийнятним для усіх економно легованих феритних сталей, в складі яких присутні хром, алюміній та кремній, як основні легувальні елементи.

Нестеров О. В., Климов О. В., Ткач Д. В., Рубан В. Т. Применение современных экологически безопасных технологий поверхностного упрочнения при азотировании

Цель работы. Показать возможность применения ионно-плазменного азотирования как экологически безопасного процесса поверхностного упрочнения для повышения эксплуатационных свойств изделий из экономно легированных ферритных сталей.

Методы исследования. Исследовали образцы из стали 03X8CЮ. Азотирование проводили на установке модели ИОН-20-12. Варьировали давление и температуру процесса для получения азотированных слоев разной морфологии. Структуру азотированных слоев исследовали на микроскопе Axio Observer.DLM (Karl Zeiss, Германия). Фазовый состав упрочненного слоя исследуемой стали определяли на дифрактометре типа ДРОН по стандартной методике. Сравнительные исследования коррозионной стойкости проводили по ГОСТ-Ту 9.908-85.

Полученные результаты. Установлено, что метод ионно-плазменного азотирования может использоваться для получения качественных азотированных слоев на поверхности изделий из экономно легированных

При цьому даний процес має низку переваг: скорочення процесу за рахунок усунення додаткової депасивації; зменшення питомих витрат електроенергії за рахунок зниження енергоємності отримання плазми; екологічна безпека вакуумного процесу.

Список літератури

1. Каплун В. Г. Ионное азотирование в безводородных средах: монография / В. Г. Каплун, П. В. Каплун. – Хмельницький : ХНУ, 2015. – 318 с.
2. Дурягіна З. А. Використання іонно-плазмового азотування для підвищення корозійно-механічної тривкості деталей машин / З. А. Дурягіна, О. В. Нестеров, Н. В. Щербовських // Восточно-европейский журнал передових технологій. – 2010. – № 6/5 (48). – С. 21–30.
3. Нестеров О. В. Дослідження можливості підвищення експлуатаційних характеристик феритних жаростійких сталей методом іонно-плазмового азотування / О. В. Нестеров, О. В. Климов, В. Т. Рубан // Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів : тези доп. XII міжнародн. наук.-техн. конф., Запоріжжя, 06–08 жовтня 2010 р. – 2010. – С. 31–33.
4. Технологические возможности ионного азотирования в упрочнении изделий из конструкционных и инструментальных сталей [Электронный ресурс] / М. Н. Босьяков, С. В. Бондаренко, Д. В. Жук, П. А. Матушевич. – Код доступа : <http://www.allbstst.ru>
5. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ: практическое руководство / Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. – М. : Металлургия, 1970. – 366 с.
6. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу / Миркин Л. И. – М. : Физматгиз, 1961. – 863 с.
7. Thermal imaging research of structural features and thermophysical stability of protective oxide layers, applied by the ion-plasma spraying method / Duriagina Z., Prokhorenko S., Stadnyk V. and etc. Naukovo-Techniczny "Pomiary Automatyka Kontrola". – 2013. – N. 9. – P. 942–945.

Одержано 12.10.2021

ферритных сталей. Исследуемая сталь пригодна для азотирования в широком спектре технологических параметров: температура, давление насыщающего газа. Показано, что с повышением температуры азотирования количество слоев, их размеры и строение в сформированных слоях изменяется. Определен оптимальный режим ионного азотирования ($T = 540$ °, $\tau = 4$ год, $P = 4$ mbar), который позволяет получить структуру наиболее пригодную для решения поставленной задачи – повышение коррозионной стойкости при эксплуатации в коррозионно-агрессивных средах. По результатам определения фазового состава образцов, подверженных ионному азотированию, в поверхностном слое обнаружены такие фазы: α - твердый раствор на основе железа и γ' (MeFe₄N)- твердый раствор на основе химического соединения нитрида железа FeMe₄N. Исследование коррозионной стойкости подтвердило эффективность ионного азотирования сталей: площадь коррозионных повреждений на не азотированном образце составляет 85 %, а на образце, подверженном азотированию – 15 %.

Научная новизна. Впервые показана возможность получения азотированных слоев заданного состава на экономно легированных ферритных сталях с применением ионно-плазменной технологии с использованием аммиака в качестве насыщающей среды.

Практическая ценность. Разработанная технология ионного азотирования применима для всех экономно легированных жаростойких сталей и имеет ряд преимуществ: сокращение процесса за счет исключения дополнительной депассивации; уменьшение исходных затрат электроэнергии за счет снижения энергоемкости получения плазмы; экологическая безопасность, что связано с возможностью использования безводородной среды.

Ключевые слова: азотированные слои, фазовый состав, структура, коррозионная стойкость, технология ионно-плазменного азотирования, экологическая безопасность.

Nesterov O., Klimov O., Tkach D., Ruban V. Application of modern environmentally safe surface hardening technologies during nitroging

Purpose of work. The possibility of using ion-plasma nitriding as an ecologically safe process of surface strengthening to improve service properties of products made of ekonomicalle alloyed ferritic steels was shown.

Research methods. Samples from steel 03X8CЮ were investigated. Nitriding was carried out on an installation of the ION-20-12 model. The pressure and temperature of the process were varied to obtain nitrided layers of different morphology. The structure of the nitrided layers was examined with an Axio Observr.DLM microscope (Karl Zeis, Germany). The phase composition of the hardened layer of experimental steel was determined on the DRON-type diffractometer according to standard methods. Comparative studies of corrosion resistance were carried out in accordance with GOST 9.908-85.

Results. It has been established that the method of ion-plasma nitriding can be used to obtain high-quality nitrided layers on the surface of products made of ekonomicalle alloyed ferritic steels. The examined steel is suitable for nitriding in a wide range of technological parameters: temperature, saturation gas pressure. It was found that with an increase in the nitriding temperature, the number of layers, their size and structure in the formed layers change. The optimal mode of ion nitriding ($T = 540$ °C, $\tau = 4$ years, $P = 4$ mbar) has been determined, which makes it possible to obtain a structure most suitable for solving the problem posed – increasing the corrosion resistance during operation in corrosive environments. Based on the results of determining the phase composition of the samples subjected to ionic nitriding of surface layers, the following phases were found: α - solid solution based on iron and γ' - (MeFe₄N)- solid solution based on the chemical compound of iron nitride FeMe₄N. The study of corrosion resistance confirmed the efficiency of ion nitriding of steels: the area of corrosion damage on a non-nitrided sample is 85 %, and on a sample after nitriding – 15 %.

Scientific novelty. The possibility of obtaining nitrided layers of a given composition for economically alloyed ferritic steels by ion-plasma technology using ammonia as a saturating medium has been shown for the first time.

Practical value. The developed ion nitriding technology is applicable for all economically alloyed ferritic steels and has a number of advantages: reduction of the process by eliminating additional depassivation; reducing the initial cost of electricity by reducing the energy consumption of plasma production; ecological safety, which is associated with the possibility of using an anhydrous environment.

Key words: nitrided layers, phase composition, structure, corrosion resistance, ion-plasma nitriding technology, ecological safety.

- Качан А. Я. д-р техн. наук, профессор, зав. кафедрой технологии авиационных двигателей Национального университета «Запорізька політехніка», г. Запорожье, Украина, *e-mail: opt.ugt@motorsich.com*
- Уланов С. А. аспирант кафедры технологии авиационных двигателей Национального университета «Запорізька політехніка», г. Запорожье, Украина, *e-mail: opt.ugt@motorsich.com*

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ПЕРА КОМПРЕССОРНЫХ ЛОПАТОК

Цель работы. Повышение качества изготовления заготовок лопаток компрессора из титановых сплавов точной штамповкой.

Методы и оборудование для исследования. Исследование проводилось точной штамповкой заготовок лопаток из титанового сплава ВТ8 компрессора авиационного двигателя Д-436 при различной температуре деформации.

Точная штамповка деталей проводилась за один ход инструмента из предварительной заготовки, полученной выдавливанием из прутка диаметром 30 мм.

Исследование поверхности заготовки проводилось после обработки рентгеноспектральным анализом на растровом электронном микроскопе JSM6360LA.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Исследования точной штамповкой также проводились на лопатках из сплава ОТЧ-1 входного направляющего аппарата КВД вертолетного двигателя Д-136 и на рабочих лопатках компрессора авиационного двигателя Д-36 из титанового сплава ВТ3-1.

Полученные результаты. Показано, что условия деформирования заготовки лопатки из титанового сплава точной штамповкой оказывают существенное влияние на качество ее поверхности (макроструктуру и микроструктуру). На макроструктуру и микроструктуру поверхности при точной штамповке лопаток из титановых сплавов влияет температура деформации металла.

Научная новизна. Установлено, что при точной штамповке заготовок лопаток из титановых сплавов на качество их поверхности существенное влияние оказывает температура деформации. Определены значения температуры деформации, обеспечивающие значительный уровень качества поверхности пера лопаток при точной штамповке.

Практическая ценность. Полученные результаты позволили разработать многопереходную штамповку заготовок лопаток из титановых сплавов, когда применяется дробная деформация за один переход, не превышающая 30 %.

Температура нагрева промежуточной заготовки под деформацию должна быть максимально близкой к $T_{пл}$ в пределах ± 10 °С.

Ключевые слова: точная штамповка, заготовка лопатки, титановые сплавы, температура деформации, макроструктура, микроструктура, качество, поверхность.

Введение

В современном авиационном двигателе широкое применение получили титановые сплавы, доля которых достигает более 35 %. Титановые сплавы в основном используются для изготовления компрессоров – дисков, лопаток, направляющих аппаратов, колец и др., что позволяет уменьшить массу авиационных двигателей и увеличить надежность их работы.

Основным методом получения заготовок деталей авиационного двигателя является обработка давлением. Обработка давлением основана на использовании пластичности металлов и сплавов, под которой понимают способность металлов изменять остаточную форму, деформироваться как в холодном, так и горячем состоянии без разрушения под влиянием внешних усилий.

Пластическое деформирование осуществляется различными способами: прокаткой, свободной ков-

кой, объемной штамповкой, прессованием, волочением и листовой штамповкой [1].

Анализ исследований и публикаций

Сопrotивление деформации титановых сплавов резко меняется при изменении температуры деформации, например, понижение температуры деформации сплава ВТ5 с 1000 °С до 950 °С повышает удельные усилия с 170 МН/м² до 400 МН/м², т.е. примерно в 2,5 раза [2].

Сопrotивление титановых сплавов весьма чувствительно реагирует на изменение скорости деформации. Например, деформация титанового сплава ВТ3-1 при температурах 800 °С, 900 °С, 960 °С и 1020 °С со скоростью деформирования $2 \cdot 10^{-1}$ с⁻¹, $2 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹, $2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ и $2 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ показала, что сопротивление деформированию при увеличении скорости изменяется от 7 МПа до 45 МПа, а при температуре 800 °С с 30 МПа до 200 МПа. При этом, при деформации при температуре 900 °С со ско-

ростью $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ напряжение текучести составляет 25 МПа и не зависит от степени деформации. В связи с этим, при ковке титановых сплавов на молоте необходимо применять давление в 4...6 раз выше, чем при статической обработке, и при этом также на 10...20 % снижается пластичность сплава.

Так же титановые сплавы характеризуются более затрудненным, чем у стали, затеканием металла в глубокие и узкие полости инструмента, которое усугубляется также значительным коэффициентом трения на границе металл-инструмент, низкой теплопроводностью, влекущей более интенсивное охлаждение контактных поверхностей.

Основными факторами, определяющими структуру и свойства поковок из титановых сплавов, особенно на последних переходах штамповки, являются температура и степень деформации. Структура титановых сплавов и связанные с ней свойства поковок формируются в процессе горячей деформации. Структура титановых сплавов в отличие от стали, не претерпевает существенного изменения при термической обработке и не может быть ею исправлена. Поэтому, при разработке технологического процесса штамповки поковок для обеспечения требуемой для работоспособности детали структуры, температура и степень деформации на последнем переходе должна быть не менее 30 % по всему сечению поковки, необходимо уделять особое внимание. Например, равноосная микроструктура (I типа, рис. 1) и микроструктура корзиночного плетения (тип II, рис. 1) имеют неоспоримое преимущество перед игольчатой структурой (тип III, рис. 1) по термической стабильности и пределу выносливости, но уступают игольчатой структуре по характеристикам жаропрочности.

Так для лопаток, испытывающих вибрационные нагрузки необходима двухфазная равноосная $\alpha+\beta$ - структура (I типа), дающая более высокие значения пластичности, выносливость и наименьшую вибрационную чувствительность к надрезу, но несколько меньшую длительную прочность [2].

В таблице 1 [2] для сплава BT3-1 с различной структурой и режимом термообработки представлены пределы выносливости при комнатной температуре и температуре 450 °C, определенные на прутках диаметрами 14...35 мм, которые подтверждают, что рав-

ноосная структура I типа дает наибольшие значения предела выносливости.

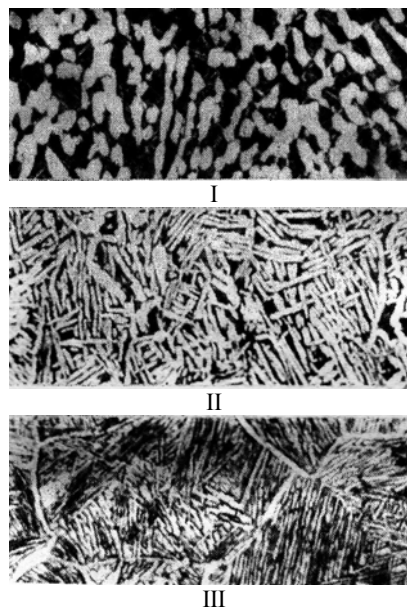


Рис. 1. Основные типы микроструктуры двухфазных титановых сплавов, полученной в различных условиях деформации: I тип – равноосная $\alpha+\beta$; II тип – корзиночного плетения; III тип – грубоигольчатая

Для деталей, длительно работающих в условия растягивающих напряжений при повышенных температурах (диски, проставки и др.), необходима структура корзиночного плетения (II тип, рис. 1), которая обеспечивает наиболее высокую жаропрочность и сопротивление ползучести при хорошей пластичности, выносливости и термической стабильности. Такая структура может быть получена при штамповке с нагревом в β - области и последующей деформации со степенью 50...70 % за последний нагрев и окончательной деформации в $\alpha+\beta$ - области (но не ниже 850 °C).

Таблица 1 – Длительная прочность из сплава BT3-1 с различной структурой

Тип микроструктуры, рис. 1	Режим обработки	Предел выносливости, 10^6 циклов			
		20 °C		450 °C	
		Вид образца		Вид образца	
		гладкий	с надрезом	гладкий	с надрезом
I	1	53	45	46	34
	2	62	48	–	–
II	1	50	36	42	31
	2	59	43	–	–
III	1	45	32	38	26
	2	53	40	–	–

Режим термообработки: 1 – изотермический отжиг, 2 – закалка + старение

В связи с тем, что всякая деформация поковки носит неравномерный характер, то для получения однородной структуры и устранения анизотропии механических свойств поковки из титановых сплавов должны подвергаться значительной деформации. Например, для того чтобы почти в два раза повысить характеристики металла и уменьшить анизотропию свойств, общая деформация литого титанового сплава в интервале температур 800...1000 °С должна быть в пределах 75...80 %. А для достижения высоких механических свойств поволок из уже деформированного металла необходимо, чтобы их деформация была не менее 30 %, а температура деформации не превышала температуры фазового превращения. Оптимальная степень деформации титановых сплавов в $\alpha+\beta$ - области за один нагрев находится в пределах 30...50 % – при осадке, 25...45 % – при прокатке и выгяжке [3].

Температурный интервал горячей деформации титановых сплавов в большинстве случаев не превышает 150...170 °С. Верхний предел нагрева ограничивается возможностью получения крупнокристаллической структуры и образования существенного альфирированного слоя, а нижний – пониженной пластичностью и повышением удельного усилия деформации.

Структура штампуемых поволок из титановых сплавов, как правило, однородна, за исключением прилегающих к контактным поверхностям подстывших от соприкосновения с относительно холодным инструментом слоев. Охлаждение поверхности зависит от времени контакта поковки с инструментом, температуры инструмента и толщины поковки. Например, при штамповке в нагретом до 60...80 °С инструментом поволок, имеющих малую толщину, присущую заготовкам лопаток, толщина подстывшего слоя, проявляющегося крупнокристаллическим ободком, составляет (при штамповке на КГШП) со стороны нижнего штампа 0,4...0,6 мм, а со стороны верхнего – 0,3...0,4 мм. Разница в толщинах крупнокристаллического ободка свидетельствует о меньшем времени соприкосновения поковки с верхним штампом [2]. Такой крупнокристаллический ободок, образовавшийся при штамповке заготовок лопаток из сплава BT3-1, представлен на рис. 2, который свидетельствует о неравномерности деформации, когда средняя часть пера лопатки деформируется сильнее, чем поверхностные слои, подвергаемые меньшему обжатию, попадающему в область критических деформаций.



Рис. 2. Макроструктура заготовки лопатки из сплава BT3-1×1,5

Штамповка титановых сплавов характеризуется большой неоднородностью по температуре и степени деформации, которая вызвана специфическими особенностями деформируемого материала, имеющего в 5...6 раз меньшую, чем у стали, теплопроводность, а

также обладающего высокой чувствительностью к скорости деформации, узким температурным интервалом деформации и высоким коэффициентом трения. Наравне с зонами интенсивного течения металла в поковке присутствуют зоны затрудненной деформации, которые вместе с тепловым эффектом пластической деформации приводят к разнорзернистости материала.

Цель работы

Повышение качества изготовления лопаток компрессора из титановых сплавов точной штамповкой.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования, проведенные при точной штамповке рабочих лопаток компрессора двигателя Д-436 из сплава BT8, выявили условия получения неравномерной деформации и появления зон интенсивного течения металла. На рис. 3 представлена макроструктура поверхности пера рабочих лопаток компрессора из сплава BT8, полученных точной штамповкой с наличием тонких блестящих полос как со стороны спинки, так и со стороны корыта. Точная штамповка этих лопаток при различных температурах деформации производилась за один ход инструмента из предварительной заготовки, полученной выдавливанием из прутка диаметром 30 мм. Исследование показало, что при деформации при температуре $T_m - 55$ °С (T_m исходного прутка 965 °С) на поверхности пера лопатки после стандартной термообработки при макроанализе обнаружены тонкие блестящие полосы. Аналогично на рис. 4 представлена макро- и микроструктура заготовки лопатки, отштампованной при еще с более низкой температурой ($T_m - 65$ °С).

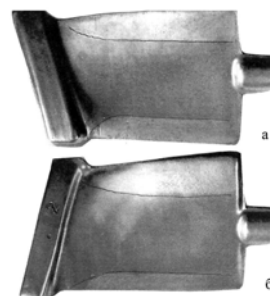


Рис. 3. Макроструктура поверхности пера рабочих лопаток компрессора из сплава BT8

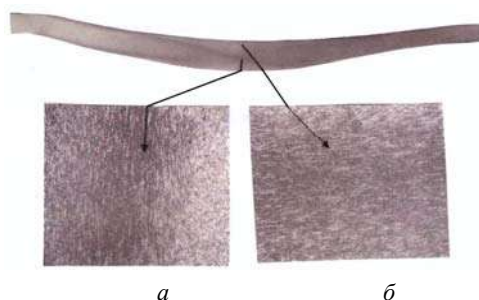


Рис. 4. Макро- (а) и микроструктура (б) в линиях интенсивного течения металла пера лопатки отштампованной при низкой температуре ($T_m - 65$ °С)

При дослідженні макроструктури в цих зонах спостерігаються ділянки з різним світловим ефектом травимости, зони затрудненої та інтенсивної деформації, «ковочні хрести», прострели. Зони затрудненої деформації зберігають структуру вихідної заготовки. Макроструктура в вигляді темних ліній утворюється, як правило, при високій ступені деформації за один нагрів та температурі – значно нижче температури поліморфного перетворення. Лінії інтенсивного течення металу мають велику локальну деформацію.

Дослідження зон різної травимости рентгено-спектральним аналізом на растровому електронному мікроскопі JSM6360LA показали відсутність якоїсь хімічної неоднорідності металу. А мікротвердість в зонах інтенсивного течення та в основному матеріалі, виміряна на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 г, виявилася однаковою.

Фонове відміння поверхні пера свідчить про характер течення металу по поверхні інструмента та представляє собою зону затрудненої деформації, при якій відбивається відбиток касання попередньої заготовки в формі круга зі штампом. В середній частині пера заготовки лопатки в районі максимальної товщини існує подовжня смуга, яка відрізняється від основної поверхні фоном, що представляє собою лінію інтенсивного течення (ЛІТ) металу (рис. 5а).

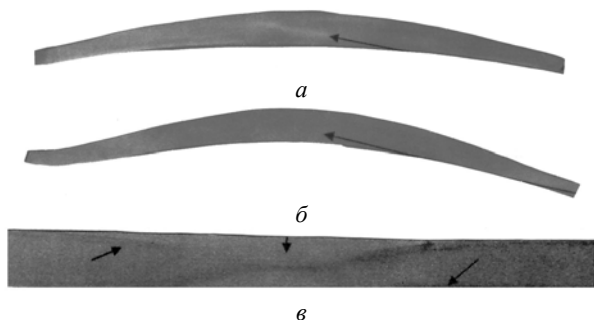


Рис. 5. Мікроструктура поперечного сечення пера лопатки (см. рис. 3) при штамповці з температурою $T_{mn} - 55\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) та $T_{mn} - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б) з ЛІТ

Збільшення температури штамповки до ($T_{mn} - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$) привело до того, що ЛІТ стали менш вираженими та займають меншу область сечення пера (рис. 5б). Мікроструктура в обох випадках була задовільною та відповідавала 1...2 типам при нормі не більше 5 типів (рис. 6).

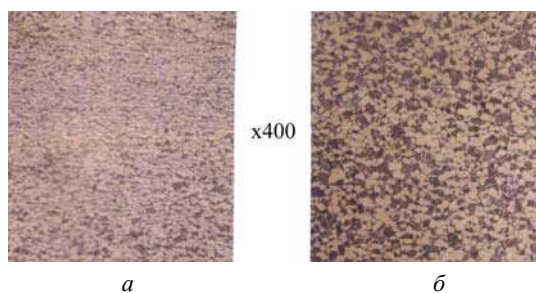


Рис. 6. Мікроструктура лопатки (см. рис. 3) по перу (а) та хвостовику (б)

Аналогічна картина неоднорідної макроструктури по перу точноштампованої лопатки зі сплаву ОТЧ-1 вхідного напрямляючого апарату КВД дв. Д-136 виявлена при штамповці з температурою $850\text{ }^{\circ}\text{C}$. Так же як і в попередніх випадках, при другій геометрії та матеріалі поковки, макроструктура пера цих лопаток виявилася неоднорідною як з боку спинки, так і з боку корита з наявністю в центральній зоні (рис. 7а) смуги з матовим фоном без проявлення макрозерна. В зоні (рис. 7б) з боку вхідної кромки існує витягнуте в осевому напрямленні макрозерно з блискучим фоном, а зона в (вихідній кромці) відрізняється блискучим фоном мікроструктури з рівноосним крупним зерном, що відповідає 6...7 балам за шкалою ВІАМ. Макроструктура пера зони а та хвостовика (цапфи) лопатки мелкозерниста та відповідає 1 типу структур. Макроструктура лопатки ВНА в поперечному сеченні пера в відповідних зонах з наявністю ЛІТ представлена на рис. 8.



Рис. 7. Макроструктура поверхні пера спрямляючої лопатки зі сплаву ОТЧ-1



Рис. 8. Мікроструктура в сеченні пера лопатки в зонах а, б, та в (см. рис. 7)

На рис. 9 представлена макроструктура в поперечному сеченні пера заготовки робочої лопатки компресора двигача Д-36 зі сплаву ВТЗ-1 до рекристалізаційного отжига (рис. 9а), яка також свідчить про наявність структурної неоднорідності течення металу в вигляді ЛІТ, а мікроструктура відмінних зон проявленої неоднорідності приведена на рис. 10. Після рекристалізаційного отжига по режиму: нагрів при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 9 год (при T_{mn} вихідного матеріалу – $975\text{ }^{\circ}\text{C}$), структура матеріалу декілька змінюється через збиральну рекристалізацію, так як відбулася коагуляція α - фази, зросло зерно первинної β - фази з помітним зменшенням кількості α - фази та змінилося внутрізерне будовування (см. рис. 9). Така структура не відповідає вимогам нормативної документації, пред'явлюваної до лопаток компресора. Зона різної травимости, викликана характером деформації відрізняється від основного матеріалу заниженими характеристиками пластичності. Так на поковках зі сплаву ВТЗ-1 подовження зменшується до 6,8 % (при

норме более 10 %), а ударная вязкость до 28 Дж/см² (при норме более 30 Дж/см²) [3].

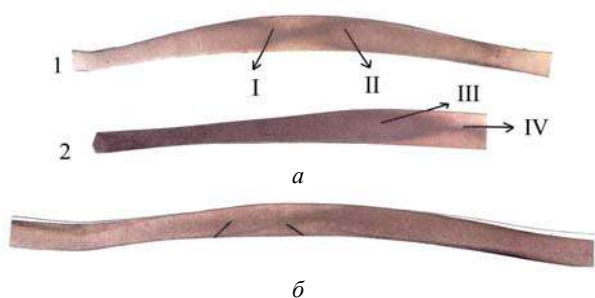


Рис. 9. Макроструктура сечения пера лопатки из сплава ВТ3-1 в сечении, близком к хвостовику (1), и по длине пера 2 до рекристаллизации (а) и после рекристаллизации (б); I – IV – исследуемые зоны ЛИТ

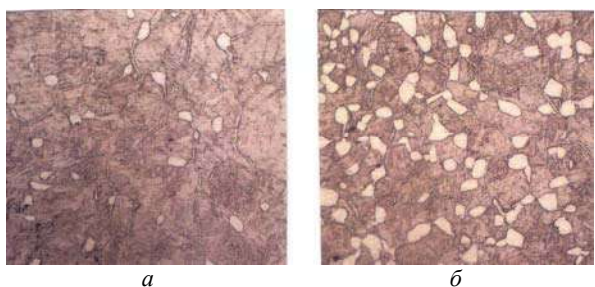


Рис. 10. Микроструктура пера лопатки (см. рис. 9) до рекристаллизации (а) и после (б)

Подобная структура может быть изменена только при достаточной степени деформации [4].

Таким образом, наличие ЛИТ металла при деформации титановых сплавов вызвано несовершенством формы промежуточной заготовки, когда перо лопатки формируется из прутка с низкой (существенно ниже T_{mn}) температуры деформации. Так как рекристаллизационный отжиг по стандартным режимам не устраняет структурную неоднородность, то в технологическом процессе точной штамповки необходимо применять оптимальные условия формообразования, когда при многопереходной штамповке используется дробная деформация, которая за один переход должна быть не более 30 %. Температура нагрева промежуточной за-

готовки под деформацию должна быть максимально близкой к T_{mn} (в пределах ± 10 °С). Необходимо также вести подогрев штампов до температуры не ниже 300 °С и применение при штамповке смазки инструмента. А так как температура полиморфного превращения поставляемых прутков титановых сплавов может однозначно не соответствовать указанной в сертификате, то перед запуском металла в производство ее обязательно необходимо контролировать по методике, приведенной в инструкции ВИАМ 1054.

Выводы

1. Температура деформации заготовок лопаток из титановых сплавов при точной штамповке оказывает существенное влияние на качество ее поверхности.

2. Установлено, что многопереходная штамповка заготовки лопаток из титановых сплавов, когда за один переход дробная деформация не превышает 30 %, а температура нагрева промежуточной заготовки максимально близка к $T_{пл}$, обеспечивает высокий уровень качества поверхности.

Список литературы

1. Обработка металлов давлением : учебник в 2-х кн. Кн. 1 : Прокатка, ковка, штамповка / В. А. Богуслаев, В. В. Борисевич, В. К. Борисевич и др. Харьков : Нац. аэрокосмический ун-т «Харьк. авиац. ин-т», 2002. – 419 с.
2. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Л. А. Никольский, С. З. Фиглин, В. В. Бойцов и др. – М. : Машиностроение, 1975. – 287 с.
3. Глазунов С. Г. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Глазунов С. Г., Колачев Б. А. – М. : Металлургия, 1980. – 464 с.
4. Точная штамповка рабочих лопаток компрессора из сплава ВТ8 / В. И. Омельченко, П. С. Банас, М. С. Кунин и др. // Авиационная промышленность. – 1969. – № 10. – С. 3–6.

Одержано 11.10.2021

Качан О. Я., Уланов С. О. Вплив умов деформування титанових сплавів на якість поверхні пера компресорних лопаток

Мета роботи. Підвищення якості виготовлення заготовок лопаток компресора з титанових сплавів точним штампуванням.

Методи й обладнання для дослідження. Дослідження проводилися точним штампуванням заготовок лопаток з титанового сплаву ВТ8 компресора авіаційного двигуна Д-436 при різній температурі деформації.

Точне штампування деталей проводилося за один хід інструмента з попередньої заготовки, яку отримано видавлюванням із прутка діаметром 30 мм.

Дослідження поверхні заготовки проводилось після обробки рентгеноспектральним аналізом на растровому електронному мікроскопі JSM6360LA.

Мікротвердість вимірювали на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 г.

Дослідження точним штампуванням також проводилось на лопатках зі сплаву ОТЧ-1 вхідного напрямного апарата КВТ вертолітного двигуна Д-136 і на робочих лопатках компресора авіаційного двигуна Д-36 з титанового сплаву ВТ3-1.

Отримані результати. Показано, що умови деформування заготовок лопатки з титанового сплаву точним штампуванням впливають істотно на якість її поверхні (макроструктуру й мікроструктуру). На макроструктуру й мікроструктуру поверхні при точному штампуванні лопаток з титанових сплавів впливає температура деформації металу.

Наукова новизна. Установлено, що при точному штампуванні заготовок лопаток з титанових сплавів на якість їх поверхні істотний вплив має температура деформації. Визначено значення температури деформації, що забезпечують значний рівень якості поверхні пера лопаток при точному штампуванні.

Практична цінність. Отримані результати дозволили розробити багатоперехідне штампування заготовель лопаток з титанових сплавів, коли застосовується дробова деформація за один перехід, яка не перевищує 30 %.

Температура нагрівання проміжної заготовки під деформацію повинна бути максимально близької до $T_{пл}$ у межах ± 10 °C.

Ключові слова: точне штампування, заготовка лопатки, титанові сплави, температура деформації, макроструктура, мікроструктура, якість, поверхня.

Kachan A., Ulanov S. The influence of deformation conditions of titanium alloys on the surface quality of the feather of compressor blades

Purpose of work. Improving the quality of manufacturing of blanks of compressor blades from titanium alloys by precision stamping.

Research methods and equipment. The research was carried out by precise stamping of blade blanks from the VT8 titanium alloy of the compressor of the D-436 aircraft engine at various temperatures of deformation.

Precise stamping of parts was carried out in one tool stroke from a preliminary blank obtained by extrusion from a rod with a diameter of 30 mm.

The research of the surface of the workpiece was carried out after processing by X-ray spectral analysis on a JSM6360LA scanning electron microscope.

Microhardness was measured on a PMT-3 device at a load of 50 g.

Investigations by precision stamping were also carried out on blades made of the OTCh-1 alloy of the input guide vane of the HPC of the D-136 helicopter engine and on the rotor blades of the compressor of the D-36 aircraft engine made of VT3-1 titanium alloy.

The obtained results. It is shown that the conditions of deformation of a titanium alloy blade blank by precise stamping have a significant effect on the quality of its surface (macrostructure and microstructure). The deformation temperature of the metal affects the macrostructure and microstructure of the surface during precision stamping of blades from titanium alloys.

Scientific novelty. It has been established that during precise stamping of blade blanks from titanium alloys, the deformation temperature has a significant effect on the quality of their surface. The values of the deformation temperature are determined, which provide a significant level of quality of the surface of the airfoil of the blades with precise stamping.

Practical value. The results obtained made it possible to develop multi-pass stamping of blade blanks from titanium alloys, when fractional deformation in one pass is applied, not exceeding 30%.

The heating temperature of the intermediate billet for deformation should be as close as possible to T_m within ± 10 °C.

Key words: precision stamping, blade blank, titanium alloys, deformation temperature, macrostructure, microstructure, quality, surface.

- Малинов Л. С. д-р техн. наук, профессор, профессор кафедры «Материаловедение и перспективные технологии» ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, e-mail: malinov_l_s@pstu.edu
- Малинов В. Л. д-р техн. наук, ПИИ ООО «Бюро Веритас Украина», г. Мариуполь, e-mail: malinov.v.l@gmail.com
- Бурова Д. В. канд. техн. наук, ст. препод. кафедры «Материаловедение и перспективные технологии» ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, e-mail: burovadasha1990@gmail.com

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ В ИХ СТРУКТУРЕ НАРЯДУ С ДРУГИМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА И ПОСЛЕДУЮЩИМ УПРОЧНЕНИЕМ

Актуальность работы. Повышение механических свойств сталей и их износостойкости позволяет увеличить эксплуатационную стойкость деталей машин, что является важной задачей материаловедения. Одним из перспективных направлений в ее решении являются технологии комбинированной обработки, основанные на принципе получения у них разнообразными способами структуры, содержащей наряду с другими составляющими (мартенситом различных типов, нижним бейнитом, в ряде случаев карбидами) повышенного количества ($\geq 25\%$) метастабильного аустенита, и последующим упрочнением. При этом некоторое количество аустенита превращается в мартенсит деформации, а сохранившаяся часть претерпевает динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) – эффект самозакалки при нагружении (СЗН). Комбинированные технологии обработки включают термическое (в ряде случаев химико-термическое) и деформационные воздействия на металл, осуществляемые в различных сочетаниях и последовательности. Технологии обработки для получения в структуре сталей повышенного количества метастабильного аустенита могут включать: выдержку в межкритическом интервале температур (МКИТ) при различных способах закалки, пластическую деформацию, стабилизирующую аустенит по отношению к образованию мартенсита охлаждения, термоциклирование и др. Упрочнение сталей, имеющих в структуре повышенное количество метастабильного аустенита, осуществляется холодной пластической деформацией, после которой в ряде случаев проводится отпуск, а также обработками с использованием источников концентрированной энергии (лазерная, электронно-лучевая). Однако, в настоящее время рассматриваемый принцип и реализующие его технологии комбинированной обработки не применяются в промышленности. Это исключает использование метастабильного аустенита, являющегося внутренним ресурсом самого материала, и его трансформацию при нагружении, повышающую его способность к самозащите от разрушения в процессе испытаний свойств и эксплуатации. В связи с этим целесообразным является внедрение в практику предложенных технологий комбинированной обработки, что обеспечит ресурсосбережение. В работе на ряде сталей показана их эффективность.

Цель работы – показать возможность повышения у исследованных сталей механических свойств или износостойкости применением технологий комбинированной обработки, основанных на принципе, предусматривающем получение в их структуре повышенного количества метастабильного аустенита и последующее упрочнение, сохраняющее возможность ДДМП и реализацию эффекта СЗН.

Методы исследования. Применялись дюротметрический, металлографический и рентгеновский методы исследования. Определялись механические свойства при растяжении и ударная вязкость, а также абразивная износостойкость. Эти свойства сравнивались с полученными у исследуемых сталей после типовой термообработки.

Результаты. Показано, что предложенные технологии комбинированной обработки, включающие получение в структуре исследованных сталей повышенного количества метастабильного аустенита и последующее упрочнение, сохраняющее возможность ДДМП и реализацию эффекта СЗН повышают механические свойства или износостойкость по сравнению с их уровнем после обычно применяемой обработки.

Научная новизна. Для повышения механических свойств или износостойкости сплавов предложен инновационный принцип, заключающийся в получении у них перед упрочняющими обработками повышенного количества метастабильного аустенита, сохранив после них его часть, способную претерпеть ДДМП и, соответственно, реализовать эффект СЗН при испытании свойств и эксплуатации.

Практическая ценность. Для исследованных сталей определены рациональные режимы технологий комбинированной обработки, включающие получение в их структуре повышенного количества метастабильного аустенита и последующее упрочнение, показавшие свою эффективность в повышении механических свойств или износостойкости по сравнению с обычно применяемыми обработками.

Ключевые слова: закалка, деформация мартенсит, нижний бейнит, карбиды, метастабильный аустенит, самозакалка при нагружении, механические свойства, износостойкость.

Введение

Общепризнанным стало представление о том, что для повышения свойств сплавов на железной основе в их структуре необходимо получать метастабильный аустенит, превращающийся в мартенсит деформации при нагружении. Большинство исследований посвящено разработке высоколегированных сталей и чугунов, в которых метастабильный аустенит является основной или моноструктурой. В настоящее время одним из перспективных направлений в повышении свойств известных сплавов является получение у них многофазной структуры, в которой метастабильный аустенит присутствует наряду с другими составляющими. В связи с этим важную роль начинают играть технологии, обеспечивающие получение такой структуры. Одним из их перспективных направлений являются комбинированные обработки, инновационный принцип разработки которых рассмотрен в данной статье.

Анализ публикаций по теме работы

Одним из важнейших направлений современного материаловедения является создание сплавов с метастабильной структурой, способной под влиянием внешних воздействий к самоорганизации [1–3], что позволяет им иметь свойства, существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время. Началом работ в этом направлении были исследования, выполненные в середине прошлого века И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем. Ими высказана и реализована идея получения в сплавах на основе железа, титана, меди метастабильных твердых растворов, претерпевающих в процессе испытания механических свойств или эксплуатации мартенситные превращения. Это принципиально отличалось от общепринятого их использования в процессе упрочняющих технологий на стадии изготовления изделий. Новые представления позволили разработать высокоэффективные кавитационностойкие стали [4–6]. В дальнейшем установлено, что сплавы с метастабильным аустенитом обладают повышенной износостойкостью при гидроабразивном износе [7], абразивном [8], ударно-абразивном [9] воздействиях, сухом трении [10] и усталостном нагружении [11]. В этих сплавах может быть получен высокий уровень механических свойств [12–13]. Это обусловлено тем, что на развитие мартенситных превращений, протекающих при нагружении, расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая доля идет на разрушение [14, 15]. Кроме того, в процессе развития мартенситных превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, вследствие чего повышается работоспособность микрообъемов сплавов [16, 17]. Этому способствует динамическое старение [17]. При нагружении протекают также такие структурные изменения как образование дефектов упаковки, увеличение плотности дислокаций, двойникование и др. В

работах [18–20] сплавы с метастабильным аустенитом предложено рассматривать в качестве адаптационных материалов, в которых основную роль в приспособлении их к внешним нагрузкам играют мартенситные превращения. Эти сплавы являются синергетическими системами, способными к самоорганизации структуры под влиянием внешних воздействий. В работах [21–24] обобщены многолетние исследования по созданию экономнолегированных сплавов различных структурных классов и назначения, а также упрочняющих технологий на основе принципа получения многофазных структур, одной из которых является метастабильный аустенит. Для получения высокого уровня свойств его количеством и стабильностью необходимо управлять с учетом исходных химического, фазового составов и условий нагружения. При этом важно также использовать сочетание различных известных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Такой подход существенно расширяет представления о необходимости получения метастабильного аустенита в структуре нелегированных, низко-, среднелегированных сталей и чугунов. Метастабильный аустенит рассматривается как смартструктура [25] и важнейший внутренний ресурс сплавов, позволяющий существенно повысить их свойства, уменьшить или в ряде случаев исключить полностью дорогие легирующие элементы, используемые для этой же цели. Последнее играет важную роль в ресурсосбережении. В работе [26] приведены разнообразные способы получения в структуре сплавов наряду с другими составляющими метастабильного аустенита. В данной работе рассмотрены результаты исследований по повышению механических свойств и износостойкости сталей за счет комбинированных обработок, основанных на принципе получения в их структуре повышенного ($\geq 25\%$) количества метастабильного аустенита, последующего упрочнения и сохранения при этом у оставшейся части его способности претерпевать ДДМП и реализовать эффект СЗН [27].

Методы и материалы

Комбинированные обработки обеспечивали термическое или/и деформационные воздействия на металл, осуществляемые в различных сочетаниях и последовательности. Схемы комбинированных обработок приведены на рис. 1. Они включали нагрев и выдержку в МКИТ, изотермическую закалку и низкотемпературный отпуск, а также холодную или теплую пластическую деформацию. В ряде случаев осуществлялись цементация, лазерная обработка. Деформация проводилась растяжением, дробеструйной обработкой и обкаткой роликом. Фазовый состав определялся рентгеновским методом на установке ДРОН-3. Механические свойства на растяжение проводились по ГОСТ 9457-88. Образцы на износ испытывались на машине МИ1-М по схеме колодка – ролик и ролик-

ролик. Контртелом служила сталь М76, термообработанная на твердость ~ 60 HRC. Нагрузка при испытании по первой схеме составляла $P = 75$ МПа, скорость скольжения $V = 0,13$ м/с. При испытаниях по второй схеме $P = 320$ МПа, скорость вращения нижнего ролика составляла $V = 0,98$ м/с, а скорость проскальзывания верхнего ролика $V = 0,09$ м/с. За эталон выбиралась соответствующая сталь после типовой для нее термообработки. Потеря массы образцов определялась с точностью до 0,0001 г.

Объектом исследований являлись марганцевые стали 06Г8, (06-07)Г(14-24), 100Г6Ф, а также цементуемая сталь 18ХГТ, пружинная - 60С2А и инструментальная - 9ХС (табл. 1). Они были выбраны в связи с тем, что в них легко можно было получить повышенное количество метастабильного аустенита. Марганцевые стали получают в настоящее время все большее применение в промышленности. Во многих случаях они являются альтернативой более дорогим никельсодержащим сталям, зачастую не только не уступая, но и превосходя их по свойствам. Марганцевые стали характеризуются большим разнообразием структур и фазовых превращений при охлаждении и деформации. В них легко может быть получен в структуре наряду с другими составляющими метастабильный аустенит, упрочнением и стабильностью которого необходимо управлять по отношению к мартенситным превращениям, протекающим при нагружении применительно к конкретным условиям испытаний или эксплуатации.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей

Сталь	Химический состав исследованных сталей, масс. %			
	С	Mn	Si	Другие элементы
06Г8	0,05	7,80	0,23	-
06Г14	0,06	13,60	0,25	-
06Г16	0,06	16,10	0,22	-
06Г20	0,06	19,60	0,23	-
07Г22	0,07	22,40	0,24	-
07Г24	0,07	23,70	0,21	-
100Г6Ф	1,05	6,2	0,40	0,30 V
18ХГТ	0,17	0,90	0,50	1,09 Cr; 0,05 Ti
60С2А	0,59	0,70	1,70	$\leq 0,30$ Cr; $\leq 0,40$ Ni
9ХС	0,92	0,60	1,60	1,2 Cr

Примечание. S и P $\leq 0,03$ % каждого.

Результаты исследований и их обсуждение

Рассмотрим деформационно-термические комбинированные обработки марганцевых сталей, имеющих структуру $\alpha' - 06Г8$, $\alpha' + \varepsilon + \gamma - 06Г14$ и $\varepsilon + \gamma - (06-07)Г(16-24)$, реализующих для повышения механических свойств принцип получения повышенного количества метастабильного аустенита и последующего упрочнения, сохраняющего его часть, претерпевающую при нагружении ДДМП [21–24].

Сталь 06Г8 после закалки от 900 оС и низкого отпуска (250 °С, 1 ч) имеет в структуре 100 %

α' - мартенсита (α') и следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 850$ МПа, $\sigma_b = 1100$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 45$ %. Холодная пластическая деформация (ХПД) с обжатием 7 % повышает $\sigma_{0,2}$ и σ_b на 100 и 150 МПа, соответственно, и существенно снижает пластичность ($\delta = 3$ %, $\psi = 10$ %). Большая, чем указанная выше, степень ХПД приводит к образованию трещин и не может быть использована. Комбинированная обработка этой стали, включающая нагрев в МКИТ (630 °С, 1 ч), для получения в структуре наряду α' - фазой 30–40 % вторичного метастабильного аустенита, последующую после охлаждения ХПД ($\varepsilon = 10$ %) и низкотемпературный отпуск при 250 °С, 1 ч (рис. 1а), позволяет обеспечить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств: $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_b = 1200$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 54$ %. Это обусловлено получением в α' - фазе повышенной плотности дислокаций и развитой субструктуры, появлением межфазных границ большой протяженности в связи с образованием вторичного аустенита (микродуплексная структура). Кроме того, после ХПД сохраняется 18 % аустенита, количество которого уменьшается до 8 % за счет превращения его в мартенсит в процессе испытаний механических свойств на растяжение до образования шейки (эффект СЗН). Это является важным фактором повышения временного сопротивления и сохранения повышенной пластичности.

Установлено, что проведение предварительной ХПД рассматриваемой стали ускоряет образование вторичного аустенита при нагреве в МКИТ. Так деформация на 10 % позволяет получить после выдержки 20 мин в нем такое же количество вторичного аустенита, как и после часа без предварительной ХПД. С учётом этого комбинированная обработка (рис. 1б), включающая двукратное ХПД ($\varepsilon = 10$ %) с промежуточным нагревом в МКИТ (630 °С, выдержка 15–20 мин), обеспечивает механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1180$ МПа, $\sigma_b = 1300$ МПа, $\delta = 15$ %, $\psi = 50$ %.

В рассматриваемой стали аустенит в структуре может быть получен проведением деформации в МКИТ [28]. Так деформация стали 06Г8 при 630 °С на 20 % позволяет получить в структуре наряду с α' - мартенситом 40 % метастабильного аустенита. Последующая ХПД на 10 % вызывает частичное его превращение в α' - мартенсит. Доля последнего в структуре возрастает на 25 %. Заключительной обработкой для уменьшения уровня внутренних напряжений является низкий отпуск (250 °С, 1 ч). Указанная комбинированная обработка (рис. 1в) обеспечивает повышенный по сравнению с закалкой и низким отпуском уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1120$ МПа, $\sigma_b = 1330$ МПа, $\delta = 14$ %, $\psi = 45$ %. Так же, как и в предыдущих случаях, важную роль в формировании механических свойств играет наряду с другими факторами протекание в упрочненном аустените мартенситных превращений при испытании механических свойств.

Комбинированная обработка эффективна и для стали 06Г14, имеющей в исходном состоянии трёхфазную $\alpha' + \varepsilon + \gamma$ структуру. При этом количество α' - мартенсита составляет 42 %, $\varepsilon - 40$ %, а $\gamma - 18$ %.

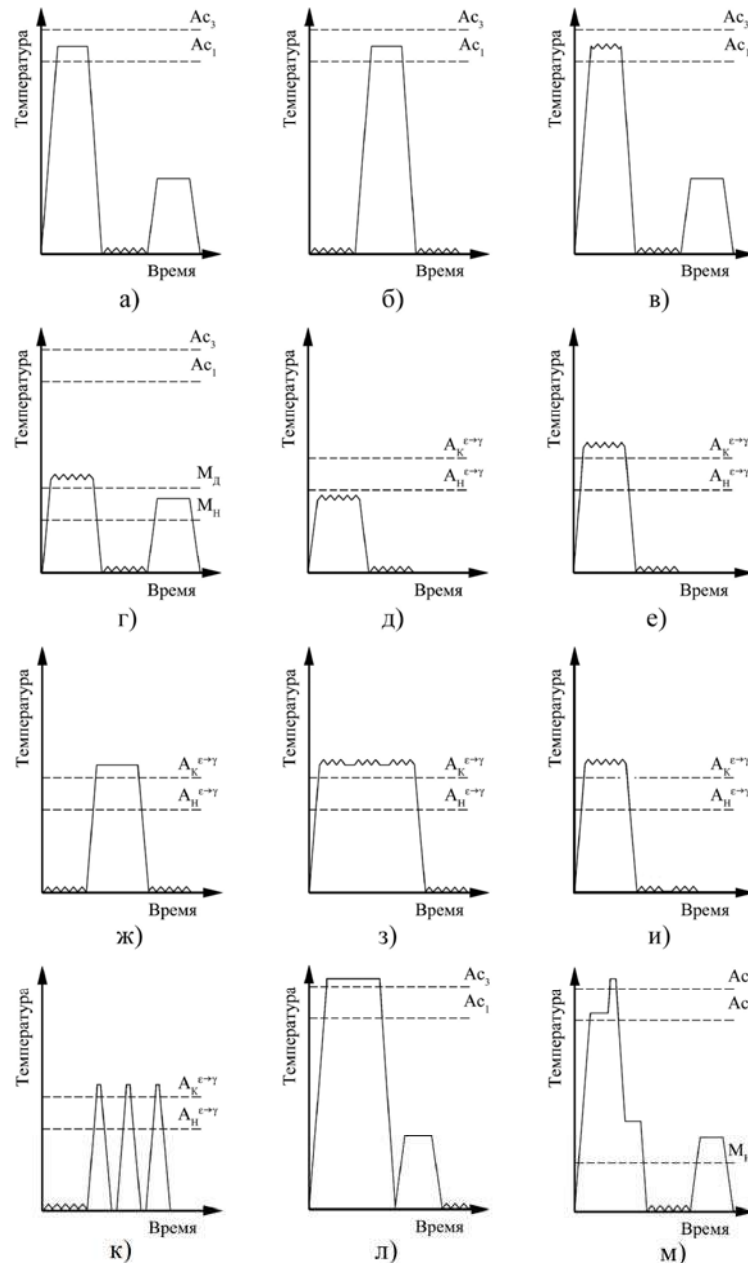


Рис. 1. Схемы комбинированных обработок исследованных сталей

При последующей ХПД количество α -мартенсита возрастает за счёт его образования при деформации (α''), а доля ε - и γ -фаз в структуре уменьшается. Сравнительно небольшое количество мартенсита охлаждения в рассматриваемой стали обуславливает более низкий, чем в предыдущей (06Г8), предел текучести (610 МПа). Временное сопротивление составляет $\sigma_B = 1100$ МПа, а интенсивное образование α -мартенсита деформации при испытаниях механических свойств и его высокая твёрдость являются причиной сравнительно невысоких пластических характеристик ($\delta = 8\%$, $\psi = 15\%$). С учётом этого комбинированная упрочняющая обработка на первом этапе должна предусматривать стабилизацию аустенита. Это наиболее эффективно достигается деформацией при 400 °С со

степенью 20–30 %. При этом формируется ячеистая дислокационная структура аустенита и происходит сегрегация атомов углерода на дислокациях. В результате снижается Mn и увеличивается количество аустенита с 18 до 40–50 %. Одновременно с этим снижается интенсивность деформационного мартенситного превращения. В результате получен следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0.2} = 720$ МПа, $\sigma_B = 1050$ МПа, $\delta = 25\%$, $\psi = 34\%$. Последующая ХПД на 10 %, упрочняющая аустенит и уменьшающая его количество до 20–25 % за счёт превращения его в мартенситные фазы, и отпуск при 250 °С (рис. 1з) позволяют в ещё большей степени увеличить прочностные свойства ($\sigma_{0.2} = 1020$ МПа, $\sigma_B = 1320$ МПа) при сохранении достаточной пластичности ($\delta = 15\%$, $\psi = 38\%$). Получение такого уровня

свойств также, как и в предыдущих случаях, наряду с другими факторами обусловлено процессами мартенситообразования в упрочненном аустените при механических испытаниях.

Теплая деформация сталей, содержащих 16–22 % марганца, со структурой $\varepsilon + \gamma$ уже при 130–200 °С приводит к существенному изменению фазового состава. Принципиальным отличием деформации в указанном интервале температур от ХПД при комнатной температуре является то, что снижению количества ε -фазы соответствует не только увеличение доли α -мартенсита, но и γ -фазы. Поскольку возрастание доли α -мартенсита при пластической деформации в указанном интервале температур намного меньше, чем снижение количества ε -фазы, то увеличение содержания аустенита, сопровождающееся уменьшением доли ε -фазы, свидетельствует о $\varepsilon \rightarrow \gamma$ переходе [27]. Обычно при ХПД протекание $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения наряду с $\varepsilon \rightarrow \gamma$ маскирует последнее, т. к. не удается зафиксировать увеличение количества аустенита. Именно поэтому общепринято считать, что при деформации мартенситные превращения протекают в следующей последовательности: $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha''$. Аустенит может превращаться в α'' - мартенсит, если температура деформации расположена ниже $M_d^{\gamma \rightarrow \alpha''}$, независимо от того образуется ε - фаза или нет. Это обычно не принимается во внимание. Между тем, $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращение при деформации должно быть даже более предпочтительно, чем $\varepsilon \rightarrow \alpha''$, на развитие которого указывается во многих работах. В ε -фазе есть дефекты упаковки ГЦК, облегчающие ее переход в аустенит [11]. При деформации интервал $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения в высокомарганцевых сталях, находящийся при относительно невысоких температурах (150–250 °С), понижается [29]. В свою очередь, ХПД вызывает повышение температуры микрообъемов металла до уровня, когда обратное превращение уже может протекать при нагреве. Поскольку деформация при одних условиях вызывает образование ε - фазы, а при других - ее переход в аустенит, была изучена возможность использования $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ переходов, осуществляемых непосредственно в процессе пластической деформации, для повышения механических свойств Fe-Mn сплавов. Деформацию осуществляли по различным схемам. Наилучший результат на стали 06Г16 получен в том случае, когда вначале деформацией при температурах выше $A_d^{\varepsilon \rightarrow \gamma}$ ε - фазу переводили в аустенит, а затем деформацией ниже $M_d^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ упрочняли его и вызывали образование небольшого количества ε - фазы. Основное развитие $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ превращения получают при последующем нагружении в процессе испытаний механических свойств. Деформация со степенями 50 % при 200 °С повышает пределы текучести и прочности, соответственно, в 1,6 и 1,2 раза по сравнению с закаленным состоянием ($\sigma_{0,2} = 420$ МПа, $\sigma_b = 854$ МПа), а относительное удлинение ($\delta = 35$ %) примерно на 10 % выше. ХПД на 10 %, проведенная после этого (рис. 1д), еще больше увеличивает прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 874$ МПа, $\sigma_b = 1200$ МПа), поскольку воз-

растает количество ε - и α'' - фаз, а также плотность дислокаций, но сохраняет пластичность на достаточном уровне ($\delta = 17$ %, $\psi = 35$ %). Это обусловлено тем, что в процессе испытаний механических свойств происходит не только дополнительное упрочнение, но и релаксация микронапряжений.

Наиболее сильно стабилизирует аустенит в двухфазных ($\varepsilon + \gamma$) сталях по отношению к образованию ε - мартенсита при охлаждении теплая деформация при 400 °С. Ее проведение при более высоких температурах (600–800 °С) уменьшает эффект стабилизации, так как наряду с деформационным упрочнением аустенита протекают процессы, снижающие его наклеп.

Деформация стали 06Г20 при 400 °С на 10, 20 и 30 % стабилизирует аустенит и уменьшает количество ε - фазы в структуре с 55 (после закалки) до 35, 12 и 0 %, соответственно. С увеличением степени предварительной деформации при 400 °С предел прочности стали 06Г20 возрастает с $\sigma_b = 710$ МПа (после закалки) до $\sigma_b = 960$ МПа после ХПД со степенью $\varepsilon = 30$ %. Предел текучести при деформации до $\varepsilon = 20$ % меняется мало по сравнению с его уровнем после закалки и возрастает на 90–100 МПа после деформации на 30 %. Важно подчеркнуть, что относительное удлинение при увеличении степени теплой деформации до 20 % достигает максимума ($\delta = 56$ –60 %). При дальнейшем возрастании степени деформации до 30 % оно снижается и незначительно отличается от уровня, полученного после закалки ($\delta = 20$ –25 %). Сопоставление изменения пластичности стали 06Г20, подвергнутой предварительной теплой деформации при 400 °С, и развития в ней мартенситных превращений при последующем нагружении, позволяет заключить, что для получения наибольшей пластичности необходимо, чтобы при испытании механических свойств образование мартенситных фаз происходило бы с оптимальной интенсивностью [29]. В этом случае наряду с упрочнением в стали протекают релаксационные процессы, уменьшающие возможность образования микротрещин. Слишком интенсивное образование мартенситных фаз при нагружении, так же как и недостаточное развитие фазовых превращений, не позволяет реализовать запас пластичности.

Хороший комплекс механических свойств в стали 06Г20 может быть получен, как и в предыдущих случаях, после теплой деформации и дополнительной ХПД. Деформация при 400 °С на 20 % и последующая ХПД такой же степени позволяют получить механические свойства: $\sigma_{0,2} = 890$ МПа, $\sigma_b = 1040$ МПа, $\delta = 18$ %. Чем выше степень предварительной теплой деформации, тем более высокий уровень прочностных свойств может быть получен после одной и той же степени окончательной ХПД. Последнюю следует выбирать с учетом величины предварительного упрочнения и, соответственно, степени стабильности аустенита. Комбинированная обработка стали 06Г20, включающая предварительную деформацию при 400 °С на 30 %, и последующую ХПД на 20 %

(рис. 1e) забезпечують: $\sigma_{0,2} = 960$ МПа, $\sigma_b = 1160$ МПа, $\delta = 18$ %. Такі властивості не можуть бути досягнуті в цій сталі після звичайно застосовуваної ХПД [30]. Краще поєднання механічних властивостей в сталях з структурою $\epsilon + \gamma$ можна отримати комбінованою обробкою, включаючою попередню і заключительную ХПД з проміжним нагрівом, забезпечуючим завершення $\epsilon \rightarrow \gamma$ перетворення. Встановлено, що ХПД з наступним нагрівом до 400 °С, в результаті якого відбувається завершення $\epsilon \rightarrow \gamma$ перетворення викликає стабілізацію аустеніта по відношенню до деформаційного $\gamma \rightarrow \epsilon$ перетворення і не викликає суттєвого впливу на $\gamma \rightarrow \alpha''$. Чим більше ступінь попередньої ХПД, тим менше кількість ϵ - фази утворюється після нагріву на 400 °С при охолодженні. ХПД і нагрів на 400 °С забезпечують більш високий рівень міцнісних властивостей, ніж закалка, зберігаючи достатню пластичність. В табл. 2 наведено дані для сталей 07Г22 і 07Г24, підвергнених різній обробці.

Найкраще поєднання механічних властивостей досягається після двократною ХПД на 20 % з проміжним нагрівом на 400 °С (рис. 1ж). Обнаружено, що поєднання багаторазової деформації (~ 5 %) при кімнатній температурі з проміжними короткими нагрівом до 400 °С суттєво підвищує пластичність. Сумарне подовження зразків сталі 07Г22 досягає 90 %.

Таблиця 2 – Вплив ХПД і нагріву на 400 °С на механічні властивості сталей 06Г22 (числитель) і 06Г24 (знаменатель)

Обробка	Механічні властивості		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1. Закалка від 900 °С	336/230	756/714	27/45
2. Те ж, що і 1 + ХПД 20 %	726/664	954/926	11/17
3. Те ж, що і 2 + нагрів на 400 °С, 1 ч	450/400	916/855	24/34
4. Те ж, що і 3 + ХПД на 20 %	920/870	1160/1060	15/23
5. Те ж, що і 4 + отпуск 250 °С, 1 ч	985/920	1190/1100	18/25

Значне підвищення міцнісних властивостей двохфазних ($\epsilon + \gamma$) сталей при збереженні у них достатньої пластичності може бути досягнуто дифференцірованою обробкою, включаючою в поєднанні загального і локального впливу на сплав. В результаті такого впливу в його різних частинах відбуваються неоднакові фазові і структурні перетворення. Внаслідок цього в матеріалі виникають градієнти структурно-фазового стану.

Вивчалась можливість застосування дифференцірованою обробкою для сталі 06Г22, маючої після закалки від 900 °С в структурі 55 % ϵ - і 45 % γ - фаз. Плоскі зразки товщиною 2 мм локально деформували з обжаттям 30 % в профілюваних

валках при 400 °С ($M_d = 200$ °С). Чередуються виступи і впадини шириною $1,5$ мм розташовані вздовж зразка. Як уже відзначалося, деформація при 400 °С стабілізує аустеніт по відношенню до утворення ϵ - фази при охолодженні. В результаті локальної теплої деформації в сталі були отримані ділянки аустеніта, являючогося метастабільним і претерпеваючого при навантаженні $\gamma \rightarrow \epsilon$ і $\gamma \rightarrow \alpha''$ перетворення. В недеформованих ділянках структура залишається двофазною з приблизно рівним кількістю ϵ - і γ - фаз. Для збільшення кількості ϵ - фази до 80 – 85 % в цих ділянках проводили ХПД з невеликими ступенями обжаття (~ 10 %), рис. 1з. В результаті отримані наступні властивості: $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\sigma_b = 950$ МПа, $\delta = 28$ %. Міцнісні характеристики сталі 07Г22 після дифференцірованою обробкою значно вище, ніж після закалки, тоді як відносне подовження приблизно таке ж. Аналогічні результати отримані і в тому випадку, коли спочатку проводили загальну деформацію при 400 °С, а потім локальну – при кімнатній температурі (рис. 1и).

Краще поєднання властивостей в марганцевих сталях типу 07Г22 можна отримати після дифференцірованою обробкою, включаючою загальну ХПД і локальну лазерну обробку (рис. 1к). Вона викликає зворотні $\alpha'' \rightarrow \gamma$ або $\epsilon \rightarrow \gamma$ перетворення, збільшуючи кількість аустеніта в заданих ділянках, розташованих через $1,5$ – 2 мм вздовж зразків товщиною 2 мм, а також обробок, включаючих загальну теплу деформацію при 400 °С і локальну лазерну обробку ($\sigma_{0,2} = 590$ – 640 МПа, $\sigma_b = 930$ – 980 МПа, $\delta = 23$ – 27 %). В відмінності від попереднього випадку, в стабілізованому аустеніті під впливом напружень, викликаних лазерною обробкою, кількість мартенситних (ϵ - і α'' -) фаз зростає.

Аналогічний ефект отримано в сталі 100Г6Ф. Після закалки з 1100 °С в воді вона має переважно аустенітну структуру. Локальна лазерна термообробка, створюючи упрочнені і не упрочнені ділянки, чередуються з кроком 2 мм, дозволяє в оброблених ділянках підвищити твердість з 28 HRC до 52 HRC. Останнє викликано утворенням великої кількості α - мартенсіта, що обумовлено високим рівнем напружень при лазерній обробці, приводящих до розпаду метастабільного аустеніта. Испитання при сухому терті по схемі колодка – ролик показали, що зносостійкість підвищилася в $1,5$ рази порівняно з її рівнем після закалки з 1100 °С.

Ефективність комбінованих обробок, передбачаючих отримання підвищеної кількості метастабільного аустеніта, показана також на низколегованих сталях. Сталь 18ХГТ була цементована при 950 °С (6 ч), закалена без підстигання в масло і отпущена при 180 °С 1 ч. В результаті кількість метастабільного аустеніта в поверхневому шарі становить ~ 80 %, решта – мартеніт отпусків і карбідів. Заключительной обра-

боткой являлась деформация дробью (рис. 1л). Количество метастабильного аустенита уменьшилось до 45 % за счет образования мартенсита деформации. После испытаний на износ, проведенных по схеме ролик – ролик, количество метастабильного аустенита уменьшилось до 18 % за счет $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения при изнашивании. Относительная износостойкость возросла в 1,5 раза по сравнению с уровнем, достигаемым после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Комбинированная обработка стали 60С2А, обеспечивающая получение повышенного количества метастабильного аустенита и последующее его упрочнение, заключалась в следующем. Сталь нагревали в МКИТ на 780 °С, выдерживали 60 мин, проводили аустенитизацию при 900 °С 4 мин, после чего охлаждали в соляной ванне при 350 °С 10 мин, а затем – на воздухе. В структуре наряду с нижним бейнитом и мартенситом содержалось 28 % остаточного метастабильного аустенита. При этом получены механические свойства: $\sigma_{0,2} = 785$ МПа, $\sigma_b = 1050$ МПа, $\delta = 33$ %. Последующими обработками являлись ХПД ($\varepsilon = 7$ %) и отпуск при 250 °С 1 ч (рис. 1м). В результате упрочнения и частичного превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации прочностные характеристики возросли до $\sigma_{0,2} = 990$ МПа, $\sigma_b = 1200$ МПа, а относительное удлинение осталось на достаточно высоком уровне ($\delta = 17$ %). Последнее может быть объяснено развитием при испытании механических свойств деформационного мартенситного превращения.

Целесообразность применения комбинированной обработки с использованием предложенного принципа показана на инструментальной стали 9ХС. Она была закалена с 930 °С в соляной ванне с температуры 300 °С и выдержана в ней 30 мин, после чего охлаждена на воздухе и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате этой термообработки наряду с нижним бейнитом в структуре присутствовало 30 % остаточного аустенита. Окончательной обработкой являлась пластическая деформация обкаткой роликом. В результате количество остаточного аустенита уменьшилось в поверхностном слое до 10–15 % за счет образования мартенсита деформации. Твердость при этом возросла с 55 до 62 HRC. Износостойкость, определенная по схеме колодка – ролик, увеличилась в 1,4 раза по сравнению с таковой после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Приведенные результаты исследований позволяют полагать, что комбинированные обработки, основанные на принципе, заключающемся в получении у них перед упрочняющими обработками повышенного количества метастабильного аустенита, сохранив после них его часть, способную претерпевать ДДМП, могут быть эффективны для повышения свойств многих применяемых сплавов на железной основе. Не исключено, что некоторые из таких обработок, например с использованием источников высококонцентрированной энергии, могут быть использованы для

повышения износостойкости чугунов, а также некоторых покрытий, наносимых разнообразными способами. В ряде случаев для получения наиболее высокого уровня механических свойств или износостойкости с использованием предложенного принципа целесообразна разработка сплавов, имеющих уже после изготовления повышенное количество метастабильного аустенита.

Выводы

1. При проведении комбинированных обработок использован инновационный принцип, согласно которому обеспечивается получение в структуре сталей наряду с другими составляющими повышенного количества метастабильного аустенита, после чего проводится упрочнение, приводящее к частичному его превращению в мартенсит деформации, но сохраняющее его способность к динамическим мартенситным превращениям при нагружении.

2. Комбинированные обработки сочетают термическое или/и деформационные воздействия на сплав, осуществляемые в различных комбинациях и последовательности. Они могут включать выбор определенного химического состава сплава, закалку с более высокой температуры, чем типовая, нагрев и выдержку в межкритическом интервале температур, изотермическую закалку, химико-термическую обработку, возможно нанесение определенных покрытий на поверхность, теплую, холодную пластическую деформацию, в ряде случаев нагрев после нее, а также использование источников высококонцентрированной энергии.

3. Предложенные комбинированные обработки открывают широкие возможности для повышения механических свойств или износостойкости сплавов различных структурных классов.

4. При выборе схем и режимов комбинированных обработок, необходимо учитывать исходный фазовый состав сталей и превращения, протекающие при различных воздействиях применяемых технологий, а также условия нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации.

Список литературы

1. Лякишев Н. П. Новые направления в технологии получения материалов с заданными свойствами / Н. П. Лякишев // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 5–8.
2. Иванова В. С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой металла / В. С. Иванова, В. С. Баланкин, О. А. Банных // *Металлы*. – 1992. – № 2. – С. 11–20.
3. Прусаков Б. А. Проблемы материалов в XXI веке / Б. А. Прусаков // *МиТОМ*. – 2001. – № 1. – С. 3–18.
4. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железистых сплавов. /, Р. И. Минц. – М. : Машгиз, 1959. – 170 с.
5. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М. : Машиностроение, 1964. – 143 с.
6. Новые кавитационно-стойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. – М. : НИИИНФОРМ

Тяжмаш, 1967. – 47 с.

7. Богачев И.Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, В. П. Коробейников // Энергомашиностроение. – 1967. – № 7. – С. 27–30.

8. Попов В. С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриенко. – М. : Металлургия, 1971. – 157 с.

9. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом. / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.

10. Коршунов Л. Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Коршунов Л. Г. // Контактная прочность неметаллических сплавов. – Свердловск : УПИ, 1972. – С. 72–86.

11. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев – М. : Металлургия, 1973. – 295 с.

12. The Enhancement of Ductility in High – Strength Steels / V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr., R. Bush // Trans. ASM. – 1969. – V. 60. – N 1. – P. 252–259.

13. Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Ст-Mn-N сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонтд // Известия АН СССР. Металлы. – 1969. – № 2. – С. 113–120.

14. Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмонтд // ФХММ. – 1968. – № 6. – С. 691–692.

15. Малинов Л. С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Cr-Mn / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, К. Н. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. – 1988. – № 2. – С. 78–83.

16. Малинов Л. С. Кинетика образования ε- фазы в легированных железо-марганцевых сплавах : автореф. дис. ... канд. техн. наук: 15.16.01 / Л. С. Малинов – Свердловск : Урал. политехн. Ин-т, 1963. – 20 с.

17. Богачев И. Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой аустенитной стали 30X10Г10 / Богачев И. Н., Потехин Б. А. //ФММ. – 1964. – Т. 18. – № 5. – С. 257–259.

18. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе / Л. С. Малинов // Строительство, материаловедение, архитектура. Дн-ск : ПГСА. – 2002. – Вып. 15. – Ч. 1. – С. 79–83.

19. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидности адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л. С. Малинов // Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф. – Мариуполь: ПГТУ. – 2003. – 84 с.

20. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении – разновидности адаптационных мате-

риалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11–12. – С. 3–8.

21. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений : автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : 15.16.01 / Л. С. Малинов // Екатеринбург: Урал. политехн. ин-т, 1992. – 35 с.

22. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Малинов // МиТОМ. – 1996. – № 2. – С. 35–39.

23. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов., В. Л. Малинов. – Харьков : ННЦ ХФТИ. – 2007. – 352 с.

24. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // Металлы. – 1999. – № 6. – С. 67–76.

25. Малинов Л. С. Метастабильный аустенит – смартструктура, обеспечивающая сплавам самозащиту от разрушения / Л. С. Малинов // Університетська наука – 2020 : тези доп. міжнар. науково-техн. конф. (Мариуполь, 20-21 травня 2020 р.) : т. 1 / ДВНЗ «ПДТУ». – Мариуполь : ПДТУ, 2020. – С.116–117.

26. Малинов Л. С. Ресурсосбережение за счет применения экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных структур с метастабильным аустенитом и управление структурными и фазовыми превращениями / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 93–105.

27. Малинов Л. С. Спосіб обробки сталей. Патент України UA № 12399А, С21Д 1/00 / Л. С. Малинов. – № 95010267 ; заявл. 02.12. 1996 ; опубл. 28.02. 1997. – Бюл. № 1.

28. Упрочнение низкоуглеродистой высокопрочной стали в межкритическом интервале температур / И. Ю. Пышминцев, В. А. Корзников, Р. З. Валиев, В. А. Хотинев // МиТОМ. – 1999. – № 5. – С. 11–15.

29. Малинов Л. С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Л. А. Голубович // МиТОМ. – 1976. – № 2. – С. – 13–15.

30. Лысак Л. И. Физические основы термической обработки стали / Л. И. Лысак, Б. И. Николин. – К. : Техника. – 1975. – 304 с.

31. Фазовые превращения при нагружении и механические свойства предварительно деформированной стали Г20 / Л. С. Малинов, К. Н. Соколов, Н. Я. Казачкова, Е. Я. Харланова. // Изв. Вузов. Черн. металлургия. – 1973. – № 9. – С. 138–141.

Одержано 28.10.2021

Малінов Л. С., Малінов В. Л., Бурова Д. В. Підвищення властивостей сталей отриманням у їх структурі поряд з іншими складовими метастабільного аустеніту і подальшої зміцненого

Актуальність роботи. Підвищення механічних властивостей сталей і їх зносостійкості дозволяє збільшити експлуатаційну стійкість деталей машин, що є важливим завданням матеріалознавства. Одним з перспективних напрямків в її вирішенні є технології комбінованої обробки, засновані на принципі отримання у них різноманітними способами структури, що містить поряд з іншими складовими (мартенситом різних типів, нижнім бейнітом, в ряді випадків карбідами) підвищеної кількості ($\geq 25\%$) метастабільного аустеніту, і подальшим зміцненням. При цьому деяка кількість аустеніту перетворюється в мартенсит деформації, а збережена частина зазнає динамічне деформаційне мартенситне перетворення (ДДМП) – ефект самозакалки при навантаженні (СЗН). Комбіновані технології обробки включають термічне (в ряді випадків хіміко-термічне) і деформаційні впливи на метал, що здійснювані в різних поєднаннях і послідовності. Технології обробки для отримання в структурі сталей підвищеної кількості метастабільного аустеніту можуть включати: витримку в межкритическом інтервалі температур (МКІТ) при різних способах гарту, пластичну деформацію, стабілізуючу аустенит по відношенню до утворення мартенситу охолодження, термоциклювання та ін. Зміцнення сталей, що мають в структурі підвищену кількість метастабільного аустеніту, здійснюється холодною пластичною деформацією, після якої в ряді випадків проводиться відпуск, а також обробками з використанням джерел концентрованої енергії (лазерна, електронно-променева). Однак, в даний час принцип, що розглядається, і технології комбінованої обробки, що його реалізують, не застосовуються в промисловості. Це виключає використання метастабільного аустеніту, що є внутрішнім ресурсом самого матеріалу, і його трансформацію при навантаженні, що підвищує його здатність до самозахисту від руйнування в процесі випробувань властивостей і експлуатації. У зв'язку з цим доцільним є впровадження в практику запропонованих технологій комбінованої обробки, що забезпечить ресурсозбереження. В роботі на ряді сталей показана їх ефективність.

Мета роботи – показати можливість підвищення у досліджених сталей механічних властивостей або зносостійкості застосуванням технологій комбінованої обробки, заснованих на принципі, що передбачає отримання в їх структурі підвищеної кількості метастабільного аустеніту і подальше зміцнення, що зберігає можливість ДДМП і реалізацію ефекту СЗН.

Методи дослідження. Застосовувалися дюриметричний, металографічний і рентгенівський методи дослідження. Визначалися механічні властивості при розтягуванні і ударна в'язкість, а також зносостійкість. Ці властивості порівнювалися з отриманими у досліджуваних сталей після типовий термообробки.

Результати. Показано, що запропоновані технології комбінованої обробки, що включають отримання в структурі досліджених сталей підвищеної кількості метастабільного аустеніту і подальше зміцнення, що зберігає можливість ДДМП і реалізацію ефекту СЗН підвищують механічні властивості або зносостійкість в порівнянні з їх рівнем після обробки, яка застосовується зазвичай.

Наукова новизна. Для підвищення механічних властивостей або зносостійкості сплавів запропонований інноваційний принцип, який полягає в отриманні у них перед зміцнюючими обробками підвищеної кількості метастабільного аустеніту, зберігши після них його частину, що здатна зазнавати ДДМП і, відповідно, реалізувати ефект СЗН при випробуванні властивостей і експлуатації.

Практична цінність. Для досліджених сталей визначені раціональні режими технологій комбінованої обробки, що включають отримання в їх структурі підвищеної кількості метастабільного аустеніту і подальше зміцнення, які показали свою ефективність в підвищенні механічних властивостей або зносостійкості в порівнянні з обробками, які застосовуються звичай.

Ключові слова: гарт, деформація мартенсит, нижній бейніт, карбіди, метастабільний аустеніт, самозагартування при навантаженні, механічні властивості, зносостійкість.

Malinov L., Malinov V., Burova D. Improving the properties of steels by producing in their structure along with other components of metastable austenite and the following hardening

The relevance. Improving the mechanical properties of steels and their wear resistance makes it possible to increase the service life of machine parts, which is an important task of materials science. One of the promising directions in its solution is combined processing technologies of steels based on the principle of obtaining in them in various ways a structure containing, along with other components (various types of martensite, lower bainite, in some cases carbides) of an increased amount ($\geq 25\%$) of metastable austenite, and subsequent strengthening. In this case, a certain amount of austenite transforms into deformation martensite, and the its remaining part undergoes dynamic deformation martensitic transformation (DDMT) – the effect of self-hardening under loading (SHL). Combined processing technologies include thermal (in some cases, chemical-thermal) and deformation effects on the metal, carried out in various combinations and sequences. Processing technologies for obtaining an increased amount of metastable austenite in the structure of steels can include: holding in the intercritical temperature interval (ICTI) with various hardening methods, plastic deformation stabilizing austenite with respect to the formation of cooling martensite, thermal cycling, etc. Strengthening of steels with an increased amount of metastable austenite is carried out

by cold plastic deformation, after which tempering is carried out in some cases. However, the principle is currently being considered and the combined processing technologies that implement it are not used in industry. This excludes the use of metastable austenite, which is an internal resource of the material itself, and its transformation under loading, which increases its ability to self-defense against destruction during testing of properties and operation. In this regard, it is advisable to introduce the proposed combined processing technologies into practice, which will ensure resource saving. In work on a number of steels their effectiveness has been shown.

Purpose is to show the possibility of increasing the mechanical properties or wear resistance of the studied steels by using combined processing technologies based on the principle that provides for the production of an increased amount of metastable austenite in their structure and subsequent hardening, which preserves the possibility of DDMT and the implementation of the effect SHL.

Research methods. Durometric, metallographic and X-ray research methods were used. The tensile properties and impact strength, as well as abrasive wear resistance, were determined. These properties were compared with those obtained for the studied steels after a typical heat treatment.

Results. It is shown that the proposed combined treatment technologies, including the production of an increased amount of metastable austenite in the structure of the studied steels and subsequent hardening, which retains the possibility of DDMT and the implementation of the effect SHL, increase the mechanical properties or wear resistance in comparison with their level after the commonly used treatment.

Scientific novelty. To improve the mechanical properties or wear resistance of alloys an innovative principle was proposed, which consists in obtaining in them an increased amount of metastable austenite before strengthening treatments, preserving after them a part of it that can undergo DDMT and, accordingly, realize the effect SHL when testing properties and operation.

Practical value. For the studied steels, rational modes of combined processing technologies have been determined, including obtaining an increased amount of metastable austenite in their structure and subsequent hardening, which have shown their effectiveness in increasing mechanical properties or wear resistance in comparison with commonly used treatments.

Key words: quenching, martensite of deformation, lower bainite, carbides, metastable austenite, self-hardening under loading, mechanical properties, wear resistance.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 620.193.620.197: 669.15

- Нарівський О. Е. д-р техн. наук, професор, ТОВ «Укрспецмаш» м. Бердянськ, Україна, Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: amz309@ukr.net;
- Пуліна Т. В. д-р екон. наук, професор, зав. кафедри менеджменту Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: pulinatv@ukr.net;
- Субботін С. О. д-р техн. наук, професор, зав. кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: subbotin.csit@gmail.com

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ СЕЛЕКТИВНОГО РОЗЧИНЕННЯ СТАЛІ AISI 304 В ОБОРОТНИХ ХЛОРИДОВМІСНИХ ВОДАХ ПРИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТЕПЛООБМІННИКІВ

Мета роботи. Дослідження впливу хлоридовмісного середовища, хімічного складу і структурної гетерогенності сталі AISI304 на селективне розчинення металів ΔCr , ΔNi і ΔFe із стабільних пітингів.

Методи дослідження. Рентгеноспектральний аналіз, оптична мікроскопія, енергодисперсійний мікроаналіз, аналіз розроблених лінійних регресійних математичних моделей другого порядку для корозійних втрат металів із пітингів.

Отримані результати. На основі аналізу розроблених лінійних регресійних математичних моделей другого порядку для корозійних втрат металів із пітингів встановлено, що ΔFe із пітингів на поверхні сталі AISI 304 в модельних оборотних водах з $pH=4...8$ і концентрацією хлоридів 300 і 600 мг/л знижуються зі збільшенням у ній кількості оксидів (1, 98... 3,95 мкм), середнього діаметру зерна аустеніту та зростають, коли середня відстань між оксидами та об'єм б-фериту в сталі росте. Доведено, що ΔNi із пітингів знижуються зі збільшенням у сталі кількості оксидів, об'єму б-фериту та зниженням середнього діаметру зерна аустеніту. Виявлено, що ΔCr сталі із пітингів, в основному, залежать від концентрації хлоридів (1,98... 3,95 мкм) середнього діаметру зерна аустеніту і об'єму б-фериту. Висунуто гіпотезу, що це зумовлено інтенсивністю адсорбції хлоридів на недосконалої структурі сталі AISI 304 в околі цих оксидів не перетині з межами зерен аустеніту, де зароджуються і підрастають пітинги.

Наукова новизна. Вперше встановлено, що коефіцієнт селективного розчинення Cr із пітингів на поверхні сталі AISI 304 (Z_{Cr}) в модельних оборотних водах знижується зі збільшенням у сталі об'єму б-фериту, середнього діаметру зерна аустеніту та зниженням кількості оксидів. Це може сприяти переходу метастабільних пітингів у стабільні. При цьому цей процес автокаталітичний, отже не залежить від параметрів модельних оборотних вод.

Постановка завдань. Грунтуючись на встановлених особливостях селективного розчинення ΔCr , ΔNi та ΔFe із пітингів на поверхні сталі AISI 304 дослідити вплив її пластичної деформації на пітинготривкість в хлоридовмісних модельних оборотних водах.

Практична цінність. Розроблені математичні моделі використовуються для оцінки пітинготривкості сталі AISI304 в модельних оборотних водах залежно від її параметрів та середовища, де працюють теплообмінники, що вироблені з цієї сталі.

Ключові слова: пітинг, хімічний склад, структура сталі AISI 304, селективне розчинення металів, швидкість підростання пітингів.

Постановка проблеми

Корозійнотривку сталь AISI 304 використовують у виробництві теплообмінників, які часто працюють в оборотних водах, що містять хлориди [1, 2]. Вони можуть сприяти пітинговій корозії теплообмінників з перфорацією теплопередавальних елементів [3]. Разом з тим, теплообмінники виготовлені зі сплаву 06ХН28МДТ [4–6] та зі сталі AISI 321, стабілізованої титаном [7] також можуть інтенсивно пітингувати за таких умов експлуатації.

Аналіз літературних даних

Пітинготривкість сталей AISI 304, AISI 321,

AISI 316, легованих за схемою 18–10, досліджено в багатьох працях [8–16]. При цьому, в основному, застосовували електрохімічні методи для визначення граничних умов появи пітингів на поверхні сталей і сплавів та їх ідентифікації. Однак оборотні води низкомінералізовані з невисоким вмістом хлоридів, тому їх моделі не можна застосовувати для електрохімічних випробувань через низьку електропровідність [17]. За таких умов застосовують хімічні методи, де визначають критичні температури пітингування сталей і сплавів (КТП) для заданої концентрації хлоридів та рН модельних хлоридовмісних розчинів [2, 18–20]. Раніше стабільні

пітінги ідентифікували за геометричними ознаками [21], але в працях [3, 7, 22–24], запропоновано критерій ідентифікації характеру пітінгування за коефіцієнтами селективного розчинення Cr і Ni із пітінгів. Вони залежать від параметрів хлоридовмісних середовищ та сталей і сплавів.

Тому метою праці є визначення впливу хлоридовмісного середовища, хімічного складу і структурної гетерогенності сталі AISI 304 на селективне розчинення металів ΔCr, ΔNi і ΔFe із стабільних пітінгів.

Матеріали та методика досліджень

Досліджували п'ять промислових плавків сталі AISI 304. Хімічний склад сталі та її структурну гетерогенність визначали раніше [2, 25]. Корозійні втрати ΔCr, ΔNi і ΔFe із пітінгів встановлювали в працях [1, 22, 26]. Для встановлення залежності між корозійними втратами сталі AISI304 із пітінгів та її хімічним складом і складовими структурами будували лінійні регресійні моделі другого порядку (1).

$$y(\Delta Cr, \Delta Ni \text{ і } \Delta Fe) = W_0 + \sum_{i=1}^N W_i X_i + \sum_{j=1}^N W_{(N+j)} X_j^2 \quad (1)$$

де y – корозійні втрати ΔCr, ΔNi і ΔFe сталі AISI 304 із пітінгів, мг за 240 годин випробувань у модельних оборотних водах з рН (x_1) = 4...8 і концентрацією хлоридів (x_2) 300 і 600 мг/л [1, 22, 26];

x_j – ваги лінійної регресійної моделі другого порядку, зокрема: X_3 – $V_{ок}$, об %; X_4 – кількість оксидів розміром до 1,98 мкм на 100 полях зору оптичного мікроскопу (х 320), в сталі, шт; X_5 – кількість оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм, шт; X_6 – $L_{ок}$, мкм (середня відстань між оксидами в сталі); X_7 – d_3 , мкм (середній діаметр зерна аустеніту в сталі); X_9 – C, мас.% (вміст вуглецю в сталі); X_{10} – Mn; X_{11} – Si; X_{12} – Cr; X_{13} – Ni; X_{14} – N; X_{15} – Ti; X_{16} – S мас.; X_{17} – P [2]; χ_0 , м³/кг (питома магнітна сприйнятливості аустеніту) [27].

Для побудови лінійних регресійних моделей другого порядку (1) використовували факторний аналіз впливу окремих факторів $X = \{X_1, X_2 \dots X_{18}\}$ на результативні (вихідні – $Y = \{y_1, y_2 \dots y_7\}$) показники [28–30]. При цьому залежні змінні: $y_1 = \Delta Cr$, мг (10^{-5}) – втрати хрому із пітінгів (2), $y_2 = \Delta Fe$, мг (10^{-5}) втрати заліза із пітінгів (3), $y_3 = \Delta Ni$, мг (10^{-5}) – втрати нікелю із пітінгів (4), $y_4 = Z_{Cr} = \frac{\Delta Cr}{\Delta Fe}$ – коефіцієнт селек-

тивного розчинення Cr із пітінгів (5), $y_5 = (y_4 \geq 1) = \{1 | Z_{Cr} \geq 1\}$ (6) – якщо $Z_{Cr} < 1$, то сталь у розчині з такими параметрами (ознаками (x_1 (рН); x_2 (C_{Cl}, мг/л)) піддіється пітінговій корозії з утворенням стабільних пітінгів, в іншому випадку – сталь у розчині з такими параметрами (ознаками x_1, x_2) пітінгує з утворенням метастабільних пітінгів; $y_6 = Z_{Ni} = \frac{\Delta Ni}{\Delta Fe}$ (7);

$y_7 = (y_6 \geq 1) = \{1 | Z_{Ni} \geq 1\}$ (8), якщо $Z_{Ni} < 1$, то пітінги інтенсивно ростуть, в іншому випадку – пітінги збільшуються в розмірі не інтенсивно.

Лінійні регресійні моделі другого порядку (1) будували, застосовуючи дані праці [31].

Таким чином, регресійні моделі другого порядку $y = \{y_1, y_2 \dots y_7\}$ застосовували для визначення корозійних втрат ΔCr, ΔN та ΔFe із пітінгів, ідентифікації метастабільних і стабільних пітінгів та інтенсивності їх підростання. Разом з тим, $y_1 - y_3$ використовували для розрахунку швидкості підростання стабільних пітінгів на поверхні сталі AISI 304 в модельних оборотних водах з рН = 4...8 і концентрацією хлоридів від 300 до 600 мг/л, ґрунтуючись на встановлених підходах та аналітичних залежностях щодо визначення коефіцієнтів участі включень у сталях у їх пітінгуванні [32, 33].

Результати досліджень та їх обговорення

Для лінійної регресійної моделі y_1 (ΔCr) другого порядку (2), ґрунтуючись на даних [1, 2, 25–31], встановлено ваги лінійної регресійної моделі другого порядку (табл. 1).

Таблиця 1 – Ваги лінійної регресійної моделі y_1 (ΔCr) другого порядку (2)

$W_2 (x_1)$	-0,499081
$W_9 (x_8)$	-1454,943182
$W_{20} (x_2^2)$	0,036285
$W_{21} (x_2^2)$	-1,52682×10 ⁻⁶
$W_{23} (x_4^2)$	-3,26616×10 ⁻⁶
$W_{24} (x_5^2)$	0,002771
$W_{25} (x_6^2)$	-0,001904
$W_{26} (x_7^2)$	0,012033
$W_{32} (x_{13}^2)$	0,329880
Інші ваги	0

З аналізу даних (табл. 1) виходить, що ΔCr сталі із пітінгів знижуються зі збільшенням рН (x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8, об'єму б-фериту в сталі (x_8) від 0,0113 до 0,0448 об% та середньої відстані між оксидами (x_6) від 150 до 173 мкм. Таким чином, рН (x_1) середовища в указаному інтервалі сприяє зниженню корозійних втрат ΔCr із пітінгів на 2×10⁻⁵ мг; середньої відстані між оксидами (x_6) та об'єму б-фериту в сталі (x_8) на 0, 000083×10⁻⁵ та 48, 73×10⁻⁵ мг відповідно. Слід відзначити, що значення ваги $W_{21} (x_2^2)$ та $W_{23} (x_4^2)$ показують, що ΔCr сталі AISI 304 із пітінгів також знижуються зі збільшенням концентрації хлоридів (x_2) у модельних оборотних водах та кількості у ній дрібних оксидів (до 1,98 мкм) (x_4). Однак можна зауважити, що ці параметри хлоридовмісного середовища (x_2) та сталі (x_4) суттєво не змінюють

ΔCr сталі AISI 304 із пітінгів. За результатами аналізу даних (табл. 1) також виявлено, що ΔCr сталі із пітінгів ростуть зі збільшенням концентрації хлоридів у модельних водах (x_1) від 300 до 600 мг/л на

9797×10⁻⁵ мг, кількості оксидів (x₅) (від 1,98 до 3,95 мкм) на 159,96×10⁻⁵мг, середнього діаметру зерна аустеніту (x₇) від 49 до 86 мкм на 88,648×10⁻⁵, вмісту Ni в сталі (x₁₃) від 8,09 до 9,34 мас. % на 7,187×10⁻⁵ мг. Узагальнюючи вищенаведені дані можна зазначити, що ΔCr сталі AISI 304 із пітінгів, в основному, залежать від концентрації хлоридів у модельних оборотних водах (x₂) та складових структури сталі (x₅ – кількості великих оксидів (1,98...3,95 мкм), x₇ – середнього діаметра зерна аустеніту та x₈ – об'єму б- фериту). До того ж вплив параметра (x₂) на ΔCr із пітінгів в 32,9 рази більше, ніж параметрів x₅, x₇, x₈ разом врахованих. Виходить, що інтенсивність ΔCr із пітінгів практично залежить від інтенсивності адсорбції хлорид іонів на недосконалоостях структури сталі AISI 304 в околі найбільших за розміром оксидів.

Для лінійної регресійної моделі y₂ (ΔFe) другого порядку (3), ґрунтуючись на даних [1, 2, 25–31] встановлено ваги лінійної регресійної моделі другого порядку (табл. 2).

З аналізу даних (табл. 2) можна відзначити, що y₂ (ΔFe) знижуються зі збільшенням рН (x₂) модельних оборотних вод, концентрації у них хлоридів (x₂), кількості оксидів у сталі розміром від 1,98 до 3,95 мкм (x₅), середнього діаметра зерна аустеніту (x₇) та вмісту у ній нікелю.

Таблиця 2 – Ваги лінійної регресійної моделі другого порядку

	y ₂ (ΔFe)	(3)
W ₂ (x ₁)	-4,76564	
W ₉ (x ₈)	1536,02330	
W ₂₀ (x ₁ ²)	0,038068	
W ₂₁ (x ₂ ²)	-2,37036×10 _{,-6}	
W ₂₃ (x ₄ ²)	8,33358×10 _{,-5}	
W ₂₄ (x ₅ ²)	-0,00280	
W ₂₅ (x ₆ ²)	0,00242	
W ₂₆ (x ₇ ²)	-0,01254	
W ₃₂ (x ₁₃ ²)	-0,44311	
Інші ваги	0	

При цьому, враховуючи параметри модельних оборотних вод (x₁, x₂) та сталі (x₅, x₇, x₁₃) [1, 2, 33], формулу (1) та ваги лінійної регресії (табл. 2), встановлено, що y₂ (ΔFe) сталі із пітінгів знижуються на 19,063×10⁻⁵ мг з ростом рН (x₁) середовища від 4 до 8, на 0,6367×10⁻⁵ мг зі збільшенням у ньому концентрації хлоридів (x₂) від 300 до 600 мг/л, на 155,36×10⁻⁵ мг зі збільшенням кількості оксидів у сталі вищевказаного розміру (x₅), на 62,67×10⁻⁵ мг зі збільшення середнього діаметра зерна аустеніту (x₇) від 49 до 86 мкм, на 9,65×10⁻⁵ мг зі збільшенням вмісту нікелю в сталі (x₁₃) від 8,09 до 9,34 мас. %.

Слід відзначити, що y₂ (ΔFe) сталі із пітінгів зростає зі збільшенням рН (x₁), об'єму б-фериту (x₈), кількості оксидів розміром до 1,98 мкм (x₄), середньої

відстані між оксидами (x₆) (табл. 2). Розрахунок впливу X = {x₁, x₄, x₆, x₈ на y₂} (ΔFe) показав, що y₂ (ΔFe) сталі AISI 304 із пітінгів зростає на 18,2726×10⁻⁵ мг зі збільшенням рН (x₁) модельних оборотних вод 4 до 8, на 7,5523×10⁻⁵ мг зі збільшенням кількості оксидів розміром (x₄) до 1,98 мкм від 300 до 425, на 17,9782×10⁻⁵ мг зі збільшенням середньої відстані між оксидами (x₆) від 150 до 173 мкм, на 152,37×10⁻⁵ мг зі збільшенням об'єму б-фериту (x₈) від 0,0138 до 0,113 об. %.

Узагальнюючи розраховані результати впливу параметрів X = {x₁, x₂, x₄, x₅, x₆, x₇, x₈, x₁₃} на y₂ (ΔFe) сталі AISI 304 із пітінгів можна зазначити, що вагомість чинників, які сприяють зниженню y₂ (Fe) зростає у такому ряду: x₂ (-0,64×10⁻⁵), x₁₃ (-9,65 x 10⁻⁵), x₁ (-19,06 ×10⁻⁵), x₇ (-62,64×10⁻⁵), x₅ (-155,36×10⁻⁵), а тих, які росту y₂ (ΔFe): x₄ (7,55×10⁻⁵), x₆ (17,98×10⁻⁵), x₁ (18,25×10⁻⁵), x₈ (152×10⁻⁵мг). З аналізу цих рядів виходить, що параметри модельних оборотних вод рН (x₁) та концентрація у них хлоридів (x₂) слабо впливають на y₂ (ΔFe) сталі із пітінгів. Водночас складові структури сталі AISI 304, в основному, визначають корозійні втрати ΔFe із пітінгів. Зокрема, вони знижуються зі збільшенням у ній оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм, середнього діаметру зерна аустеніту та зростають, коли середня відстань між оксидами та об'єм б-фериту в сталі росте. Це зумовлено тим, що в околі великих оксидів на їх перетині з межами зерен аустеніту зароджуються та підрастають стабільні пітінги. При цьому, що більше великих за розмірами оксидів, в околі яких зароджуються і ростуть пітінги, то менше анодні струми у них внаслідок перерозподілу струмів між пітінгами та нижче інтенсивність розчинення ΔFe [7, 22, 23]. Разом з тим, що більше середня відстань між оксидами, то вони крупніші [7, 22, 23]. При цьому в околі крупніших включень більше недосконалоостей структури аустеніту, що пришвидшує селективне розчинення ΔFe [7, 22, 23].

Слід відзначити, що y₁ (ΔCr) із пітінгів сталі AISI 304 більше залежить від параметрів модельних оборотних вод (x₁, x₂), ніж складових її структури X = {x₃...x₈}, тоді як y₂ (ΔFe), в основному, визначається параметрами структурної гетерогенності X = {x₅, x₆, x₇, x₈} Очевидно, це зумовлено більш від'ємним значенням електрохімічного потенціалу Cr у стандартному ряду, ніж Fe [17].

Для лінійної регресійної моделі другого порядку y₃ (ΔNi) (4), застосовуючи дані Y = {y₁...y₅} [25, 26] та X = {x₁...x₁₈} [1, 2] встановлено ваги лінійної регресійної моделі другого порядку y₃ (ΔNi) (табл. 3).

З аналізу даних (табл. 3) виходить, що y₃ (ΔNi) знижуються зі збільшенням рН (x₁) модельних оборотних вод, об'єму б-фериту в сталі AISI 304 (x₈), кількості включень оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм (x₅) та зменшенням концентрації хлоридів у модельній оборотній воді (x₂), кількості оксидів розміром до 1,98 (x₄), середньої відстані між оксидами (x₆), середнього діаметра зерна аустеніту (x₇) та вмісту Ni (x₁₃). Значущість впливу параметрів X = {x₁, x₂, x₄, x₅, x₆, x₇, x₁₃} на y₃ (ΔNi) оцінено застосовуючи лінійну регре-

сійну модель другого порядку (1), дані (табл. 3) та праць [22, 25, 26, 33]. Встановлено, що y_3 (ΔNi) знижується на $13,59 \times 10^{-5}$ мг зі збільшенням рН (x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8, на $26,01 \times 10^{-5}$ мг зі збільшенням об'єму б-фериту в сталі від 0,0138 до 0,133 об.%, на 188513×10^{-5} мг з ростом кількості включень розміром від 1,98 до 3,95 мкм від 46 до 240 на 100 полях зору мікроскопу ($\times 320$). Разом з тим розраховано, що y_3 (ΔNi) зростає на $8,92 \times 10^{-5}$ мг з ростом рН (x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8, на $0,35 \times 10^{-5}$ мг зі збільшенням концентрації хлоридів (x_2) у них від 300 до 600 мг/л, на $0,2 \times 10^{-5}$ мг з ростом кількості дрібних до 1,98 мкм оксидів (x_4) від 300 до 425, на $22,14 \times 10^{-5}$ мг зі збільшенням середньої відстані між оксидами (x) від 300 до 425, на $1392,4 \times 10^{-5}$ мг зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту (x_7) від 49 до 86 мкм, на $47,43 \times 10^{-11}$ мг з ростом вмісту Ni в сталі (x_{13}) від 8,09 до 9,34 мас. %.

Таблиця 3 – Ваги лінійної регресійної моделі другого порядку для

$$y_3 (\Delta Ni) \quad (4)$$

$W_2 (x_1)$	-3,97762
$W_9 (x_8)$	-2367,05495
$W_{20} (x^2_1)$	0,278768
$W_{21} (x^2_2)$	$1,94385 \times 10^{-6}$
$W_{23} (x^2_4)$	$3,74289 \times 10^{-6}$
$W_{24} (x^2_5)$	-3,39762
$W_{25} (x^2_6)$	0,00298
$W_{26} (x^2_7)$	0,27877
$W_{32} (x^2_{13})$	$1,94385 \times 10^{-6}$
Інші ваги	0

З аналізу вищенаведеного за значущістю $X = \{x_1, x_5, x_8\}$, які сприяють зниженню y_3 (ΔNi) з їх ростом можна представити у такому ряду: x_1 ($-13,59 \times 10^{-5}$), x_8 ($-2601,8 \times 10^{-5}$), x_5 (-188513×10^{-5}), а ті, що сприяють їх зростанню $X = \{x_1, x_2, x_4, x_6, x_7, x_{13}\}$: x_{13} ($47,43 \times 10^{-11}$), x_4 ($0,20 \times 10^{-5}$), x_7 ($1392,46 \times 10^{-5}$ мг). З аналізу такої тенденції можна зазначити, що y_3 (ΔNi) знижуються зі збільшенням у сталі AISI 304 кількості великих за розміром оксидів (1,98 ... 3,95 мкм) в околі яких на перетені з межами зерен аустеніту зароджуються стабільні пітинги та об'єму б-фериту та зниженням середнього діаметру зерна аустеніту. Узагальнюючи вищенаведене, можна зазначити, що корозійні втрати ΔNi із пітингів визначаються практично структурною гетерогенністю сталі та не залежать від зміни її хімічного складу в межах стандарту та параметрів оборотних вод, які сприяють зародженню пітингів.

Для ідентифікації метастабільних та стабільних пітингів на поверхні сталі AISI 304 в модельних оборотних водах побудовано лінійну регресійну модель другого порядку (1), ваги лінійної регресії якої представлено в (табл. 5).

З аналізу даних (табл. 4) виходить, що коефіцієнт селективного розчинення Cr із пітингів знижується зі збільшення концентрації хлоридів (x_2), кількості оксидів розміром до 1,98 мкм (x_4), середньої відстані між оксидами (x_6), об'єму б-фериту в сталі AISI 304 (x_7) та зменшенням кількості оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм (x_5) та вмісту Ni сталі. Разом з тим, слід відзначити, що множення $W_2 (x_1)$ та $W_{20} (x^2_1)$ моделі (1) відповідно становлять 7,107 та - 11,8736.

Отже, виходить, що коефіцієнт Z_{Cr} знижується з ростом рН (x_1) модельних оборотних вод від 4 до 8 лише на 4,77.

Таблиця 4 – Ваги лінійної регресійної моделі другого порядку

$$y_4 \left(\frac{\Delta Cr}{\Delta Fe} \right) = Z_{Cr} \quad (5)$$

$W_2 (x_1)$	7,276907
$W_9 (x_8)$	1020,086466
$W_{20} (x^2_1)$	-0,593681
$W_{21} (x^2_2)$	$-4,02701 \times 10^{-6}$
$W_{23} (x^2_4)$	$6,66467 \times 10^{-5}$
$W_{24} (x^2_5)$	0,001834
$W_{25} (x^2_6)$	-0,001790
$W_{26} (x^2_7)$	-0,008099
$W_{32} (x^2_{13})$	0,280
Інші ваги	0

Таким чином, рН (x_1) середовища практично не впливає на коефіцієнт Z_{Cr} . Разом з тим, за результатами розрахунків впливу $X = \{x_1, x_2, x_4, x_5, x_7, x_8, x_{13}\}$ на y_4 (Z_{Cr}) встановлено, що вони знижуються на 101, 19; 1,09; 6,04; 13,3; 40,45 зі збільшенням об'єму б-фериту в сталі (x_8), концентрації хлоридів у модельних оборотних водах (x_2), кількості оксидів до 1,98 мкм (x_4), середньої відстані між оксидами (x_6) та середнього діаметру зерна аустеніту (x_7) в указаних вище інтервалах. Водночас y_4 (Z_{Cr}) зростає на 101,76 та 6,08 зі збільшенням у сталі кількості оксидів від 1,98 до 3,95 мкм (x_5) та на 6,08 з ростом вмісту Ni в сталі у згаданих вище інтервалах.

Узагальнюючи вищенаведене, можна зазначити, що, в основному, коефіцієнт Z_{Cr} знижується зі збільшенням у сталі вмісту б-фериту (x_8), середнього діаметру зерна аустеніту (x_7) та зниженням кількості оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм в околі яких на перетені з межами зерен аустеніту зароджуються пітинги. Таким чином, підтверджуються результати попередніх досліджень та гіпотеза про вплив об'єму б-фериту в сталі на селективне розчинення металів із пітингів. При цьому слід відзначити, що питома магнітна сприйатливість аустеніту (χ_{18}) не впливає на селективне розчинення металів у пітингах.

Для ідентифікації метастабільних та стабільних

пітінгів на поверхні сталі AISI 304 в модельних оборотних водах із застосуванням комп'ютерної обробки $y_5 = (y_4 \geq 1) | Z_{Cr} \geq 1$ залежно від змінних $X = \{x_1, x_2, \dots, x_{18}\}$ побудовано лінійну регресійну модель другого порядку, застосовуючи формулу (6) та дані праць [1, 2, 25–31]. Розраховані ваги регресійної моделі другого порядку наведено в (табл. 5).

Таблиця 5 – Ваги регресійної моделі другого порядку

$$y_5 = (y_4 \geq 1) = 1 | Z_{Cr} \geq 1 \quad (6)$$

$W_2 (x_1)$	1,966477
$W_9 (x_8)$	293,560606
$W_{20} (x^2_1)$	-0,159659
$W_{21} (x^2_2)$	-1,18519×10 ⁻⁶
$W_{23} (x^2_4)$	-93,15195×10 ⁻⁶
$W_{24} (x^2_5)$	-0,000581
$W_{25} (x^2_6)$	0,000269
$W_{26} (x^2_7)$	-0,002465
$W_{32} (x^2_{13})$	-0,063424
Інші ваги	0

Запропонована регресійна модель другого порядку (1) (табл. 5) дає можливість дуже швидко розрахувати Z_{Cr} та оцінити характер пітінгів на поверхні сталі AISI 304 залежно від параметрів оборотних вод та сталі.

З метою визначення коефіцієнту селективного розчинення Ni із пітінгів Z_{Ni} побудовано регресійну модель другого порядку, застосовуючи формулу (7) та встановлені ваги цієї моделі (табл. 6).

Таблиця 6 – Ваги регресійної моделі другого порядку

$$y_6 = \frac{y_3}{y_2} = Z_{Ni} = \frac{\Delta Ni}{\Delta Fe} \quad (7)$$

$W_2 (x_1)$	16,792025
$W_9 (x_8)$	-14718,238697
$W_{20} (x^2_1)$	-1,374383
$W_{21} (x^2_2)$	-1,62513×10 ⁻⁵
$W_{23} (x^2_4)$	-0,000246
$W_{24} (x^2_5)$	0,027576
$W_{25} (x^2_6)$	-0,020603
$W_{26} (x^2_7)$	0,120672
$W_{32} (x^2_{13})$	3,481913
Інші ваги	0

З аналізу даних (табл. 6) виходить, що $y_6 (Z_{Ni})$ знижується на 1471,82, 4,39, 22,29, 156,06 зі збільшенням параметрів $X = \{x_3, x_2, x_4, x_6\}$, вказаних вище інтервалах. Водночас $y_6 (Z_{Ni})$ зростає на 1530,02, 602,76, 8983 зі збільшенням параметрів $X = \{x_5, x_7,$

$x_{13}\}$, вказаних вище інтервалах. Узагальнюючи вищевказане, можна зазначити, що коефіцієнт Z_{Ni} , в основному, залежить від змінних $x_8, x_5, x_6, x_7, x_{13}$. До того ж їх вплив на коефіцієнти Z_{Ni} зростає у такому ряду: $x_{13}, x_6, x_7, x_8, x_5$. Разом з тим, вплив x^3 останніх найсуттєвіший, отже об'єм б-фериту, середній діаметр зерна аустеніту та кількість великих оксидів найбільше визначають значення коефіцієнта Z_{Ni} .

Для оцінки інтенсивності підростання пітінгів на поверхні сталі AISI 304 в модельних оборотних водах побудовано математичну модель (8).

Ваги лінійної регресійної моделі (8) представлені в (табл. 7).

Таблиця 7 – Ваги лінійної регресійної моделі (8)

$W_2 (x_1)$	1,525000
$W_9 (x_8)$	-416,666667
$W_{20} (x^2_1)$	-0,125000
$W_{21} (x^2_2)$	-5,92596×10 ⁻⁷
$W_{23} (x^2_4)$	-1,85183×10 ⁻⁵
$W_{24} (x^2_5)$	0,000765
$W_{25} (x^2_6)$	-0,000659
$W_{26} (x^2_7)$	0,003418
$W_{32} (x^2_{13})$	0,116313
Інші ваги	0

Узагальнюючи вищевказане можна зазначити, що застосовуючи комп'ютерну техніку та математичну модель (8) можна швидко оцінити інтенсивність підростання пітінгів на поверхні сталі AISI 304. Водночас аналіз моделі (7) показав, що коефіцієнт Z_{Ni} сталі AISI 304 знижується зі збільшенням у ній об'єму б-фериту (x_8) та зниженням середнього діаметру зерна аустеніту (x_7) та кількості оксидів (1,98...3,95 мкм) (x_5), а вплив $X = \{x_1, x_2, x_4, x_6, x_{13}\}$ на Z_{Ni} не суттєвий. Разом з тим, параметри сталі x_5, x_7, x_8 також найбільше впливають на коефіцієнт Z_{Ni} , але він зростає зі збільшенням параметрів x_8, x та зменшенням x_5 .

Висновки

За результатами досліджень побудовано лінійні регресійні моделі другого порядку, які встановлюють взаємозв'язок між корозійними втратами $y_1 (\Delta Cr)$, $y_2 (\Delta Fe)$, $y_3 (\Delta Ni)$ із пітінгів, коефіцієнтами селективного їх розчинення із пітінгів ($y_4 = Z_{Cr}$; $y_6 = Z_{Ni}$), $y_5 = (y_4 \geq 1) = \{1 | Z_{Ni} \geq 1\}$ та параметрами сталі AISI 304 $X = \{x_3, \dots, x_{18}\}$ і модельних оборотних вод $X = \{x_1, \dots, x_2\}$. Аналіз побудованих моделей показав, що ΔCr із пітінгів, в основному, залежать від концентрації хлоридів у модельних оборотних водах та кількості оксидів розміром від 1,98 до 3,95 мкм, середнього діаметру зерна аустеніту; об'єму б-фериту. Висунуто гіпотезу, що це зумовлено інтенсивністю адсорбції хлор-іонів на недосконалоствях структури сталі AISI 304 в околі цих оксидів на перетені з межами зерен аустеніту, де зароджуються і підростають пітінги. Встановлено, що

ΔFe із пітінгів знижуються зі збільшенням у сталі кількості оксидів (1,98...3,95 мкм), середнього діаметру зерна аустеніту та зростають коли середня відстань між оксидами та об'єм б-фериту в сталі росте. Доведено, що ΔNi із пітінгів знижуються зі збільшенням у сталі кількості оксидів (1,98... 3,95 мкм), об'єму б-фериту та зниженням середнього діаметру зерна аустеніту. Встановлено, що коефіцієнт Z_{Cr} знижується зі збільшенням у сталі об'єму б-фериту, середнього діаметру зерна аустеніту та зниження кількості оксидів (1,98... 3,95 мкм). Це може сприяти переходу метастабільних пітінгів у стабільні. Водночас розраховано, що коефіцієнт ΔNi знижується зі збільшенням кількості оксидів (1,98...3,95), середнього діаметру зерна аустеніту та об'єму б-ферита в сталі. Разом з тим, встановлено, що рН середовища, хімічний склад сталі у межах стандарту, дрібні оксиди, їх об'єм та питома магнітна проникливість не впливають на селективне розчинення ΔCr , ΔFe та ΔNi із пітінгів на сталі AISI 304. Застосовуючи побудовані моделі можна оцінювати характер пітінгування сталі AISI 304, із розрахувати ΔCr , ΔFe , ΔNi із пітінгів та швидкість їх підросання, що важливо при експлуатації теплообмінників.

Список літератури

1. Наривский А. Э. Коррозионные процессы и скорость роста питтингов сталей AISI304 и 08X18H10T в модельных оборотных водах / Наривский А. Э., Солидор Н. А. // Вісник Приазовського державного технічного університету, серія технічні науки. – 2011. – 23, № 2. – С. 87–97.
2. Narivskiy A. E. Determination of pitting resistance steel AISI 304 became in chloride-containing environments which are in work of type heat exchangers / Narivskiy A. E. // Physicochemical mechanics of materials. – 2006. – special issue, №5. – P. 316–320.
3. Беліков С. Б. Пітінгова корозія теплообмінників та її прогнозування : монографія / Беліков С. Б., Нарівський О. Е., Хома М. С. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка»; 2019. – 216 с.
4. Нарівський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у слабодисперсних хлоридовмісних середовищах / Нарівський О. Е. // Наукові нотатки. – 2016. – Вип. 31 – С. 214–220.
5. Нарівський О. Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ в нейтральних хлоридовмісних розчинах / Нарівський О. Е. // Наукові нотатки. – 2016. – Вип. 32. – С. 255–261.
6. Беліков С. Б. Оцінка стійкості сплаву 06ХН28МДТ до пітінгової та щільної корозії в хлоридовмісних розчинах / Беліков С. Б., Нарівський О. Е. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 45–52.
7. Наривский А. Э. Характерные особенности селективного растворения питтингов на поверхности стали AISI 321 в модельных оборотных водах / Наривский А. Э., Беліков С. Б. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 1. – С. 24–31.
8. Clayton G. R. A bipolar model of the passivity of stainless steel: The role of Mo addition / Clayton G. R., Lu Y. G. // Journal of the electrochemical Society. – 1986. – № 133. – P. 2465–2473.
9. Лосев В. В. Анодное растворение сплавов в активном состоянии Итоги науки и техники. Электрохимия / Лосев В. В., Пчельников А. П. – М. : ВИНТИ. – 1979, Т. 15. – С. 62–131.
10. Moffat T. P. Electrochemical and scanning tunneling microscope study of dealloing of Cu-Au / Moffat T. P., Fan F.-R. F., Bord A. J. // Electrochemical Society. – 1991. – № 11. – P. 3224–3235.
11. Fritz J. D. Selective anodic dissolution of Cu-Au alloys: TEM and current tranсien study / Fritz J. D., Pickering H. W. // Electrochemical Society. – 1991. – № 11. – P. 3209–3219.
12. Masayuki S. Engineering of AISI 304 stainless steel / Masayuki S. // Journal of the Japan Institute of Metals. – 2003. – № 67. – P. 67–73.
13. Baba H. Role of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steel / Baba H., Kodama T., Katada Y. // Corrosion Science. – 2002. – № 44. – P. 2393–2407.
14. Ha H. Y. Effects of Cr2N on the pitting corrosion of high nitrogen Stainless steel / Ha H. Y., Kwon H. // Electrochimica Acta – 2007. – № 52. – P. 2175–2180.
15. Jargelius-Petterson R.F.A. Electrochemic investigation of the influence of nitrogen alloying on pitting corrosion of austenitic stainless steels / Jargelius-Petterson R.F.A. // Corrosion Science. – 1999. – № 41. – P. 1639–1664.
16. Ramya S., Anita T., Shairh H., Day P. K. Laser raman microscopic studies of passive films formed on type 316 N stainless steels during pitting in chlorid solution / Corrosion Science. – 2010. – № 52. – P. 2114–2121.
17. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита сталей. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
18. Brigham R.J., Tozer E.W. Temperature as pitting criterion / Corrosion – 1973. – № 29. – P. 33–36.
19. Герасимов В. В. Прогнозирование коррозии метал лов / Герасимов В. В. – М. : Металлургия, 1989. – 151 с.
20. Изучение склонности нержавеющей сталей к питтинговой коррозии в системах горячего водоснабжения / Сахненко Н. Д., Капустенко П. А., Вель М. В., Желавский С. Г. // Журнал прикладной химии. – 1998. – № 1. – С. 80–83.
21. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали / Фрейман Л. И., Басман А. Р., Пикус Е. А., Гуджабидже Л. Е. // Защита металлов. – 1988. – 24, № 4. – С. 614–617.
22. Закономірності і механізми локальної корозії корозійнотривких сталей і сплаву аустенітного класу для ємнісної та теплообмінної апаратури : автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук: спеціальність 05.17.14 Хімічний опір матеріалів та захист від корозії / О. Е. Нарівський, Львів, 2015. – 42 с.

23. Наривский А. Э. Влияние легирующих элементов и структурной гетерогенности стали AISI 321 на селективное растворение металлов из питтингов / Наривский А. Э., Яр-Мухамедова Г. Ш. // Вестник КазНУ. Серия физическая. – 2016. – 56. – № 1. – С. 86–97.

24. Нарівський О.Е. Вплив хімічних елементів сталі AISI 321 на корозійне розчинення Cr, Ni, Fe у хлоридовмісних розчинах / Вестник НЛТУ. – 2014. – 24, № 2. – С. 164–172.

25. Mishenko V.G., Sneizhnoy G.V., Narivs'kyu O.E. Magnetometric investigation of corrosion behavior of AISI 304 steel in chloride-containing environment / Metallofizika i noveishie tekhnologii 2011. – 33, № 6. – P. 769–774.

26. Нарівський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 304 під осадам у модельних оборотних водах / Нарівський О. Е. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2013. – № 1 – С. 27–31.

27. Снежной Г. В. Влияние суммарного содержания углерода и азота на коррозионное поведение сталей AISI 304 и AISI 321 / Снежной Г. В. // Авиационно-космическая техника и технология. – 2016. – № 8. – С. 95–99.

28. Spiegelhalter D. The Art of Statistics: How to

learn from Data / Spiegelhalter D. – New York : Basic Books, 2019. – 448 p.

29. Bruce P. Practical Statistics for Data Scientists: 50 Essential Concepts / Bruce P., Bruce A. : 1 st Edition – California. O'Reilly Media, 2017. – 318 p.

30. Finch W. H. Exploratory Factor Analysis : 1st Edition / W. Holmes Finch – California : SAGE Publication, 2019. – 144 p.

31. Montgomery D. C. New Jersey : Jonh Wiley & Sons Montgomery D. C., Peck E. A., Vining, G. G. – 2012. – 672 p.

32. Narivs'kyi O. E. Influence of heterogeneity of AISI 321 steel on its pitting in chloride – containing media / Narivs'kyi O. E. // Materials Science. – 2007. – 43, № 2 – P. 256–264.

33. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах : дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук : спеціальність 05.17.14 Хімічний опір матеріалів та захист від корозії / О. Е. Нарівський, Львів, 2009. – 209 с.

Одержано 12.10.2021

Наривский А. Э., Пулина Т. В., Субботин С. А. Математическое моделирование селективного растворения стали AISI 304 в оборотных хлоридсодержащих водах при эксплуатации теплообменников

Цель работы. Исследование влияния хлоридсодержащей среды, химического состава и структурной гетерогенности стали AISI 304 на селективное растворение металлов ΔCr , ΔNi та ΔFe из стабильных питтингов.

Методы исследования. Рентгеноструктурный анализ, оптическая микроскопия, энергодисперсионный микроанализ, анализ разработанных линейных регрессионных математических моделей второго порядка для коррозионных потерь металлов из питтингов.

Полученные результаты. На основании анализа разработанных линейных регрессионных математических моделей второго порядка для коррозионных потерь металлов из питтингов установлено, что ΔFe из питтингов на поверхности стали AISI 304 в модельных оборотных водах с $pH = 4 \dots 8$ и концентрацией хлоридов 300 и 600 мг/л понижаются при увеличении в ней количества оксидов (1,98 ... 3,95 мкм), среднего диаметра зерна аустенита и возрастают, когда среднее расстояние между оксидами и объем б- ферита в стали растет. Доказано, что ΔNi из питтингов понижаются при увеличении в стали количества оксидов (1,98...3,95 мкм), объема б- ферита и снижении среднего диаметра зерна аустенита.

Определено, что ΔCr стали из питтингов, в основном, зависят от концентрации хлоридов в модельных оборотных водах, количества оксидов (1,98 ... 3,95 мкм), среднего диаметра зерна аустенита и объема б- ферита. Предложена гипотеза, что это обусловлено интенсивностью адсорбции хлор-ионов на несовершенствах структуры стали AISI304 около этих оксидов на пересечении с границами зерен аустенита, где зарождаются и растут питтинги.

Научная новизна. Впервые установлено, что коэффициент селективного растворения Cr из питтингов на поверхности стали AISI304 (Z_{Cr}) в модельных оборотных водах понижается при увеличении в стали объема б- ферита, среднего диаметра зерна аустенита и снижении количества оксидов. Это может способствовать переходу метастабильных питтингов в стабильные. При этом этот процесс автокаталитический поэтому он не зависит от параметров модельных оборотных вод.

Постановка заданий. Основываясь на установленных особенностях селективного растворения ΔCr , ΔNi та ΔFe из питтингов на поверхности стали AISI304 исследовать влияние ее пластической деформации на питтингостойкости в хлоридсодержащих модельных оборотных водах.

Практическая ценность. Разработанные математические модели применяются для оценки питтингостойкости стали AISI304 в модельных оборотных водах в зависимости от ее параметров и среды, где работают теплообменники, изготовленные из этой стали.

Ключевые слова: питтинг, химический состав, структура стали AISI304, селективное растворение металлов, скорость подрастания питтингов.

Narivskii A., Pulina T., Subbotin S. Mathematical modeling of selective dissolution of AISI 304 steel in circulating chloride-containing waters during operation of heat exchangers

Purpose. Investigation of the effect of chloride-containing medium, chemical composition and structural heterogeneity of AISI304 steel on selective dissolution of metals ΔCr , ΔNi and ΔFe from stable pits.

Research methods. X-ray structural analysis, optical microscopy, energy dispersive microanalysis, analysis of the developed linear regression mathematical models of the second order for corrosion losses of metals from pits.

Results. Based on the analysis of the developed linear regression mathematical models of the second order for corrosion losses of metals from pits, it was found that ΔFe from pits on the surface of AISI 304 steel in model circulating water with $pH = 4...8$ and chloride concentration of 300 and 600 mg / l decrease with an increase in it. the amount of oxides (1.98...3.95 microns), the average diameter of the austenite grain and increase when the average distance between the oxides and the volume of b-ferite in steel increases. It is proved that ΔNi from pits decreases with an increase in the amount of oxides in steel (1.98...3.95 μm), the volume of b-ferite and a decrease in the average diameter of austenite grain.

It was determined that ΔCr of steel from pits mainly depends on the concentration of chlorides in the model circulating water, the amount of oxides (1.98 ... 3.95 μm), the average diameter of the austenite grain and the volume of b-ferite. It is hypothesized that this is due to the intensity of adsorption of chlorine ions on imperfections in the structure of AISI304 steel near these oxides at the intersection with the grain boundaries of austenite, where pits nucleate and grow.

Scientific novelty. It was established for the first time that the coefficient of selective dissolution of Cr from pits on the surface of AISI 304 (Z_{Cr}) steel in the circulating waters of the river decreases with an increase in the volume of b-ferite in the steel, the average diameter of austenite grain and a decrease in the amount of oxides. This can facilitate the transition of metastable pits to stable ones. Moreover, this process is autocatalytic; therefore, it does not depend on the parameters of the model circulating water.

Statement of tasks. Based on the established features of selective dissolution of ΔCr , ΔNi and ΔFe from pits on the surface of AISI304 steel, to study the effect of its plastic deformation on pitting resistance in chloride-containing model circulating waters.

Practical value. The developed mathematical models are used to assess the pitting resistance of AISI304 steel in model circulating waters, depending on its parameters and the environment where heat exchangers made of this steel operate.

Key words: pitting, chemical composition, structure of AISI 304 steel, selective dissolution of metals, growth pitting rate.

- Дядя С. І. канд. техн. наук, доцент, завідувач кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: djadja@zntu.edu.ua;
- Козлова О. Б. канд. техн. наук, доцент кафедри технології машинобудування Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна, e-mail: kozlova@zntu.edu.ua;
- Кушнір Є. В. студент Національного університету «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ УТВОРЕННЯ ПРОФІЛЮ ОБРОБЛЕНОЇ ПОВЕРХНІ ПРИ КІНЦЕВОМУ ФРЕЗЕРУВАННІ ІНСТРУМЕНТОМ З ВЕЛИКИМ ВІЛЬОТОМ

Мета роботи. Дослідити механізм формування профілю обробленої поверхні при фрезеруванні інструментом з великим вильотом

Методи дослідження. Застосовували експериментальний метод з використанням спеціального стенду, який дозволяє моделювати пружну систему деталі з різними динамічними властивостями, записувати осцилограми коливання деталі та інструменту в процесі різання. Фрезерування виконували фрезою з режимами різання, при яких виникають автоколивання. Для визначення закономірностей руху деталі та інструменту застосовували метод суміщення фрагментів осцилограм.

Отримані результати. Досліджено схему формування профілю обробленої поверхні в умовах фрезерування з автоколиваннями інструментом з великим вильотом. Встановлено, що вільні коливання інструменту після виходу зуба із зони різання мають більшу, ніж у деталі, інтенсивність. Це впливає на положення точки врізання на поверхні різання. Для визначення періоду та розмаху автоколивань фрези та деталі виконано спрямування ділянки осцилограми з автоколиваннями за допомогою фільтра Савицького-Галея. Порівняння з пружною різання ділянок осцилограми деталі та інструменту при фрезеруванні показало, що ідентичною їй є форма коливань фрези. За результатами експериментальних досліджень було визначено відхилення від лінії пружної рівноваги першої хвилі автоколивань фрези і побудовано графік його зміни. Виконані дослідження підтвердили раніше встановлений вплив на формування обробленої поверхні відхилення від положення пружної рівноваги першої хвилі автоколивань при зустрічному фрезеруванні.

Наукова новизна. Встановлено, що профіль обробленої поверхні при фрезеруванні кінцевими фрезами з великим вильотом безпосередньо пов'язаний з відхиленням інструменту від положення пружної рівноваги при автоколиваннях.

Практична цінність. Отримані результати показують вплив інструменту з великим вильотом на формування обробленої поверхні при фрезеруванні з автоколиваннями.

Ключові слова: фрезерування, автоколивання, поверхня різання, тонкостінний елемент деталі, осцилограма.

Вступ

Деталі складних конструкцій в сучасних машинах, конструкції пресформ висувають особливі вимоги до інструменту, що використовується. При цьому актуальним є забезпечення якості обробки поверхонь, що виконуються кінцевими фрезами з великим вильотом в умовах дії автоколивань. Діапазон швидкостей, де вони виникають [1], охоплює чорнову і напівчистову обробку. Похибки, що утворюються при цьому на обробленій поверхні, як спадковість, переносяться на чистову операцію.

Аналіз досліджень і публікацій

Публікації про автоколивання в більшості розглядають фрезерування та формоутворення обробленої поверхні тонкостінних деталей [2–10]. Однак, кінцеве фрезерування інструментом з великим вильотом вивчено недостатньо.

Ціль роботи

Дослідити механізм формування профілю обробленої поверхні інструментом з великим вильотом в умовах фрезерування з автоколиваннями.

Виклад основного матеріалу та аналіз отриманих результатів

Експериментальні дослідження проводили на спеціальному стенді [11]. Він дозволяє моделювати пружну систему деталі із різними динамічними властивостями (рис. 1).

При кінцевому фрезеруванні деталі 2, закріпленої на пружній пластині 3, інструментом 1 за допомогою індуктивних датчиків 4 і 5 записувалися їх коливання. Характеристики фрези та деталі наведено в табл. 1. У табл. 2 записано режими різання при проведенні досліджень фрезерування з автоколиваннями в третій швидкісній зоні коливань [1].



Рис. 1. Стенд для проведення досліджень:
 1 – фреза; 2 – оброблювана деталь; 3 – пружна пластина;
 4 – датчик інструменту; 5 – датчик деталі; 6 – корпус стенду

Таблиця 1 – Характеристики фрези та деталі

Параметри	Фреза	Деталь
Діаметр фрези, мм	16	
Довжина вільноти фрези із цанги, мм	120	
Число зубів фрези	1	
Жорсткість, Н/мм	1150	8620
Частота вільних коливань, Гц	781	1562
Логарифмічний декремент згасання вільних коливань	0,039	0,157
Матеріал, що обробляється		алюміній

Таблиця 2 – Режими різання

Частота обертання шпинделя, n , об/хв	Радіальна глибина, a_e , мм	Осьова глибина різання, a_p , мм	Подача на зуб, S_z , мм	Примітка	
				Різання вільне	Подача зустрічна
1250	0,5	4	0,1		

При фрезеруванні були записані коливання фрези та деталі. На рис. 2 наведено фрагмент осцилограми їх коливань. З нього видно, що деталь і фреза при різанні відхиляються в протилежні сторони від положення пружної рівноваги (ППР) і входять в зону різання за різних умов. Вільні коливання деталі, що виникають після попереднього різання, загасають до нового врізання в неї фрези. Вільні коливання інструменту після закінчення попереднього різання мають більшу, ніж у деталі, інтенсивність. До наступного врізання фрези в деталь вони знижується, але повністю не згасають. У деталь врізається інструмент, що коливається. Це впливає на положення точки врізання на поверхні різання. Для визначення періоду та розмаху автоколивань фрези та деталі виконано спрямування ділянки осцилограми з автоколиваннями за до-

помогою фільтра Савицького-Галея (рис. 3). Слід зазначити, що періоди автоколивань фрези і деталі неоднакові. При цьому величини періодів на початку різання і в кінці різні. Спочатку різання період автоколивань фрези $T_{AK1} = 0,84 \cdot 10^{-3}$ с (1190 Гц), в кінці різання $T_{AK2} = 1,28 \cdot 10^{-3}$ с (781 Гц). Період автоколивань деталі на початку різання $T_{AK1} = 0,56 \cdot 10^{-3}$ с (1785 Гц), в кінці різання $T_{AK2} = 0,68 \cdot 10^{-3}$ с (1470 Гц). Розмах автоколивань деталі $R_2 = 0,021$ мм, розмах автоколивань фрези $R_2 = 0,035$ мм.

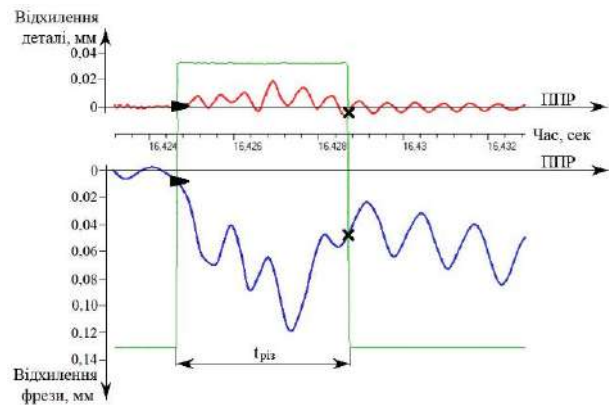


Рис. 2. Фрагмент осцилограми коливань деталі та фрези при різанні:

► – початок різання (врізання інструменту в деталь);
 ✕ – закінчення різання (вихід інструменту з деталі);
 ППР – положення пружної рівноваги деталі та інструменту;
 $t_{різ}$ – час різання

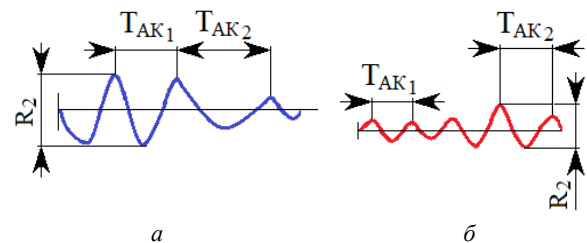


Рис. 3. Випрямлення осцилограми фільтром Савицького-Галея. Розмах R_2 і період T_{AK} автоколивань: а – фрези; б – деталі

Після фрезерування з автоколиваннями оброблена поверхня має хвилястість з кроком S_w , рівним 1,77 мм і висотою W_z , рівною 0,043 мм (рис. 4). Вони отримуються як спадковість з хвилястої поверхні різання (рис. 5).

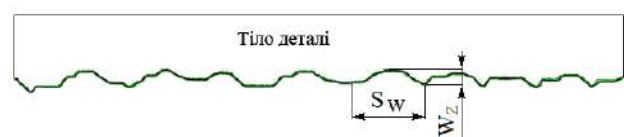


Рис. 4. Профілограма обробленої поверхні



Рис. 5. Поверхня різання при фрезеруванні з автоколиваннями

У роботі [12] зазначалося, що поверхня різання та фрагменти осцилограми з ділянками фрезерування за формою ідентичні. Тому зміни на зрізаних поверхнях різання можна спостерігати на записаній осцилограмі. Порівняння з поверхнею різання ділянок осцилограми деталі та інструменту при фрезеруванні (рис. 6) показує, що ідентичною їй є форма коливань фрези.

Хвилястість на поверхні різання впливає на зміну товщини шару, що зрізається і зміну руху деталі та інструменту при фрезеруванні. На підставі раніше

виконаних досліджень встановлено, що на формування обробленої поверхні при зустрічному фрезеруванні впливає відхилення від ППР першої хвилі автоколивань $\Delta_{\text{проф}}$ [12]. При цьому величина відхилення періодично змінюється від найбільшого значення до найменшого. Для умов, за яких виконувалося дослідження, період повторюється через 18 різів. На рис. 7 показано, як на фрагментах осцилограм, записаних при першому, десятому і вісімнадцятому різі, змінюється відхилення від ППР першої хвилі автоколивань. При автоколиваннях деталі через її високу жорсткість $\Delta_{\text{проф}}$ мають близькі значення (0,011 мм на першому різі, 0,013 мм на десятому різі, 0,010 мм на вісімнадцятому різі). При автоколиваннях фрези на наступному різі $\Delta_{\text{проф}}$ зменшується. Якщо при першому різі воно дорівнювало 0,082 мм, то на вісімнадцятому 0,035 мм.

За результатами досліджень 80-ти різів для кожного з них було визначено відхилення від ППР першої хвилі автоколивань фрези та побудований графік його зміни (рис. 8).

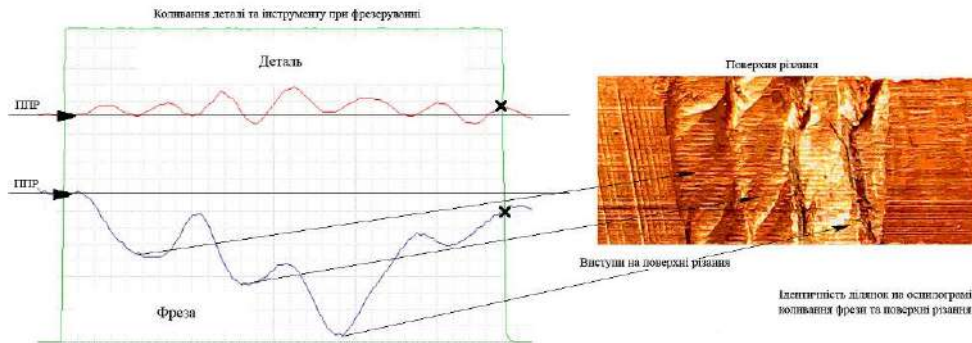


Рис. 6. Порівняння ділянки осцилограми з поверхнею різання

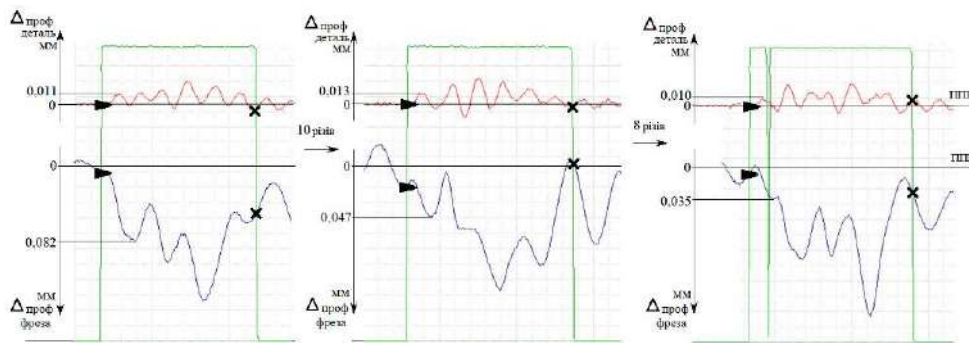


Рис. 7. Зміна відхилення від ППР першої хвилі авто коливань $\Delta_{\text{проф}}$ у деталі та фрези

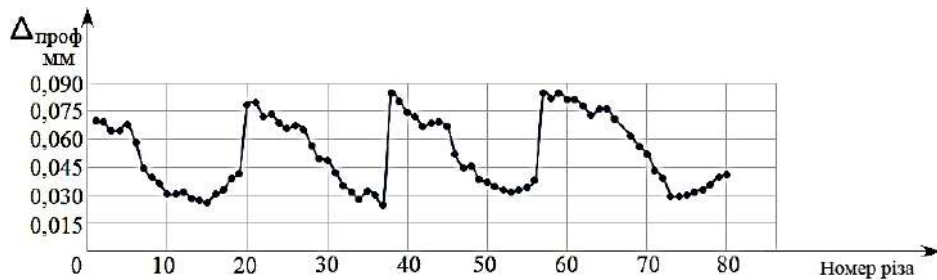


Рис. 8. Графік змін відхилення від ППР першої хвилі автоколивань фрези

Графік наочно показує, як частини поверхні різання з різними западинами відносно положення пружної рівноваги, що залишаються на обробленій поверхні, формують на ній хвилястість. При цьому крок хвилястості дорівнює періодичності зміни величини відхилення від ППР першої хвилі автоколивань. У дослідженнях він дорівнює 18-ти різам. При подачі на зуб, що дорівнює 0,1 мм, крок хвилястості буде 1,8 мм.

Висота хвилястості визначається як різниця між найбільшим і найменшим значенням відхилення від ППР першої хвилі автоколивань, вимірюваних за період їх зміни. У проведених дослідженнях ця різниця дорівнює 0,047 мм. Порівняння розрахованих значень кроку і висоти хвилястості обробленої поверхні за результатами вимірювання на ділянках різання осцилограми (1,8 мм і 0,047 мм) і визначених за профілограмою (1,77 мм і 0,043 мм) показує, що вони мають близькі значення. Похибка не перевищує 9 %. Це підтверджує результати раніше проведених досліджень про вплив на формування обробленої поверхні відхилення від ППР першої хвилі автоколивань. Але при фрезеруванні з автоколиваннями деталі, яка жорсткіша, ніж фреза, формотворними є відхилення від ППР першої хвилі автоколивань інструменту.

Висновки

Виконані дослідження підтвердили раніше встановлений вплив на формування обробленої поверхні при зустрічному фрезеруванні відхилення від ППР першої хвилі автоколивань. Але для умов різання з автоколиваннями, коли деталь жорсткіша за інструмент, формотворними будуть відхилення від ППР фрези.

Список літератури

1. Автоколебания при фрезеровании тонкостенных элементов деталей. Монография / Ю. Н. Внуков, С. И. Дядя, Е. Б. Козлова, В. А. и др. – Запорожье : ЗНТУ, 2017. – 208 с.
2. Features of Peripheral End milling: Formation of Machined Surface Profile / Dyadya S., Kozlova Ye., Germashev A. and etc. // International Conference on Avia-mechanical Engineering and Transport (AviaENT 2019). – С. 184–188.
3. Budak E. Analytical Prediction of Chatter Stability Conditions for Multi-Degree of Systems in Milling. Part I: Modeling / E. Budak, Y. Altintas // Transactions of

ASME, Journal of Dynamic Systems, Measurement and Control. – 1998. – Vol. 120. – P. 22–30.

4. Altintas Y. Manufacturing Automation: Metal Cutting Mechincs, Machine Tool Vibrations, and CNC Design / Y. Altintas. – 2013. – 365 p.

5. Свинин В. М. Фрезерование с модулированной скоростью резания / В. М. Свинин ; под ред. А. И. Промптова. – Иркутск : Изд-во ИрГТУ, 2007. – 304 с.

6. Improved prediction of stability lobes with extended multi frequency solution / Daniel Bachrathy, Gabor Stepan // Manufacturing Technology 62 (2013). – P. 411–414.

7. Active fixturing: literature review and future research directions / O. J. Bakker, T. N. Papastathis, A. A. Popov and S. M. Ratchev // International Journal of Production Research. – 2013. – Vol. 51. – N 11. – P. 3171–3190.

8. An automatic spindle speed selection strategy to obtain stability in high-speed milling / I. Bediaga, J. Munoa, J. Hernandez, L.N. Lopez de Lacalle // International Journal of Machine Tools & Manufacture 49. – 2009. – P. 384–394.

9. Biermann D. A general approach to simulating workpiece vibrations during five-axis milling of turbine blades / D. Biermann, P. Kersting, T. Surmann // Manufacturing Technology 59. – 2010. – P. 125–128.

10. Thin-Walled Part Machining Process Parameters Optimization based on Finite-Element Modeling of Workpiece Vibrations / S. Bolsunovskiy, V. Vermel, G. Gubanov and etc. // Procedia CIRP 8. – 2013. – P. 276–280.

11. Пат. UA 94974 Україна, МПК (2006) G01H11/00; G01M7/02, Стенд для дослідження коливань при кінцевому циліндричному фрезеруванні тонкостінних елементів деталей / Логомінов В. О., Гермашев А. І., Дядя С. І., Козлова О. Б. ; заявник та власник патенту Запорізький національний технічний університет. – u 201405981 ; заявл. 02.06.2014 ; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 23.

12. Дядя С. И. Исследование формирования обработанной поверхности тонкостенного элемента детали при концевом цилиндрическом фрезеровании с автоколебаниями / С. И. Дядя // Сучасні технології в машинобудуванні : зб. наук. праць. – Харків : НТУ «ХПІ», 2017. – Вип. 12. – С. 5–18.

Одержано 07.12.2021

Дядя С. И., Козлова Е. Б., Кушнир Е. В. Исследование образования профиля обработанной поверхности при концевом фрезеровании инструментом с большим вылетом

Цель работы. Исследовать механизм формирования профиля обработанной поверхности при фрезеровании инструментом с большим вылетом

Методы исследования. Для проведения исследований применяли экспериментальный метод с использованием специального стенда, который позволяет моделировать упругую систему детали с разными динамическими свойствами, записывать осциллограммы колебания детали и инструмента в процессе резания. Фрезерование выполняли фрезой с режимами резания, при которых возникают автоколебания. Для определения закономерностей движения детали и инструмента применяли метод совмещения фрагментов осциллограмм.

Полученные результаты. Исследована схема формирования профиля обработанной поверхности в условиях фрезерования с автоколебаниями инструментом с большим вылетом. Установлено, что свободные колебания фрезерования с автоколебаниями инструментом с большим вылетом. Установлено, что свободные колебания инструмента после выхода зуба из зоны резки обладают большей, чем у детали, интенсивностью. Это влияет на положение точки врезания на поверхности резания. Для определения периода и размаха автоколебаний фрезы и детали выполнено спрямление участка осциллограммы с автоколебаниями с помощью фильтра Савицкого-Галея. Сравнение с поверхностью резания участков осциллограммы детали и инструмента при фрезеровании показало, идентичную ей форму колебаний фрезы. По результатам экспериментальных исследований было определено отклонение от линии упругого равновесия первой волны автоколебаний фрезы и построен график его изменения. Выполненные исследования подтвердили ранее установленное влияние на формообразование обработанной поверхности отклонения от положения упругого равновесия первой волны автоколебаний при встречном фрезеровании.

Научная новизна. Установлено, что профиль обработанной поверхности при фрезеровании концевыми фрезами с большим вылетом напрямую связан с отклонением инструмента от положения упругого равновесия при автоколебаниях.

Практическая ценность. Полученные результаты показывают влияние инструмента с большим вылетом на формирование обработанной поверхности при фрезеровании с автоколебаниями.

Ключевые слова: фрезерование, автоколебания, поверхность резания, тонкостенный элемент детали, осциллограмма.

Dyadya S., Kozlova Ye., Kushnir Ye. Investigation of the formation of a machined surface profile during end milling with a tool with a long overhang

Purpose. Investigate the mechanism of forming the profile of the machined surface when milling with a tool with a long overhang.

Methodology. Experimental method was used with a special stand, which makes it possible to simulate an elastic system of a part with different dynamic properties, record oscillograms of oscillations of a part and a tool during the cutting process. Milling was performed with a milling cutter with cutting modes in which self-oscillations occur. To determine the patterns of movement of the part and the tool, the method of aligning the fragments of oscillograms was used.

Results. The scheme of the formation of the profile of the machined surface under the conditions of milling with self-oscillations by a tool with a long overhang has been investigated. It was found that the free vibrations of the tool after the tooth leaves the cutting zone have a higher intensity than that of the part. This affects the position of the infeed point on the cutting surface. To determine the period and range of self-oscillations of the cutter and the part, the section of the oscillogram with self-oscillations was straightened using the Savitsky-Galei filter. Comparison with the cutting surface of the sections of the oscillogram of the part and the tool during milling showed an identical vibration mode of the cutter. Based on the results of experimental studies, the deviation from the line of elastic equilibrium of the first wave of self-oscillation of the cutter was determined and a graph of its change was plotted. The studies performed have confirmed the previously established effect of deviation from the elastic equilibrium position of the first self-oscillation wave during counter milling on the shaping of the treated surface.

Originality. It has been established that the profile of the machined surface when milling with long overhang end mills is directly related to the deviation of the tool from the elastic equilibrium position during self-oscillation.

Practical value. The obtained results show the effect of a tool with a long overhang on the formation of a machined surface during milling with self-oscillation.

Key words: milling, self-oscillation, cutting surface, thin-walled detail element, oscillogram.

УДК 004.021

ІНФОРМАЦІЙНА ТЕХНОЛОГІЯ ОЦІНКИ ЯКОСТІ ОБРОБКИ МЕТАЛЕВИХ ПОВЕРХОНЬ МЕТОДОМ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛІЗУ

- Дубровін В. І. канд. техн. наук, професор кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: vdubrovin@gmail.com;
- Могильна М. В. студентка кафедри програмних засобів Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: marymary309@gmail.com;
- Твердохліб Ю. В. канд. техн. наук, Web Developer ІТ-компанії «Freshcode», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail*: julia.tverdohleb@gmail.com

Мета роботи. Проаналізувати ефективність використання вейвлет-аналізу для оцінки якості поверхонь металів. Розробити інформаційну технологію програмного продукту для автоматизації процесу оцінки якості обробки металевих поверхонь методом вейвлет-аналізу.

Методи дослідження. Розглянуто основні параметри оцінки обробки металевих поверхонь. Проведено багаторівневу декомпозицію профілограми за допомогою вейвлет функцій.

Отримані результати. Розроблене програмне забезпечення дозволяє розрахувати параметри оцінки обробки металевих поверхонь, чим допомагає звести до мінімуму число рутинних операцій та складних математичних розрахунків, а також надає наочні графіки хвилястості та шорсткості.

Перевагою розглянутого програмного продукту є те, що він – вузьконаправлений, створений саме для аналізу сигналів-профілограм металевих поверхонь і є безкоштовним.

Даний програмний продукт при подальшій розробці зможе бути застосований у машинобудівній (фрезерувальній) галузі та дозволить зменшити витрати на придбання програмної продукції.

Наукова новизна. Розглянуто метод оптимальної декомпозиції сигналу складної форми, який використовує критерій мінімізації сумарної ентропії вейвлет-коефіцієнтів обох його компонент при визначенні оптимального рівня декомпозиції, відновлення сигналу за апроксимуючими вейвлет-коефіцієнтами оптимального рівня декомпозиції при визначенні компонент сигналу, що дозволяє розкласти сигнал складної форми на дві незалежні складові, які характеризують певні властивості об'єкту дослідження. Створено відповідне програмне забезпечення.

Практична цінність. Розроблена інформаційна технологія програмного продукту оцінювання параметрів вейвлет-перетворення нестационарних сигналів може бути застосована в аналізі та діагностуванні об'єктів різної природи, зокрема в машинобудівній (фрезеруванні) галузі в наступних задачах: виділення профілів хвилястості та шорсткості профілограм металевих поверхонь.

Ключові слова: вейвлет, дискретне вейвлет-перетворення, розкладання сигналу, профілограма, видалення шумів, ентропія, інформаційна технологія, Matlab, Wavelet Toolbox.

Вступ

Більшість експлуатаційних властивостей деталей та вузлів виробів машинобудування в багато чому залежить від стану їх поверхневого шару. Поверхневий шар передусім характеризується сукупністю параметрів шорсткості і хвилястості, фізико-механічних властивостей та мікроструктури. Для оцінки даних параметрів використовується велика різноманітність вимірювальних засобів.

Після обробки на фрезерному верстаті на поверхні металу утворюються нерівності – гребінці і впадини (шорсткості і хвилі). Такі зміни впливають на властивості готових виробів і, відповідно, на якість їхніх поверхонь. Всі ці характеристики і визначають клас обробки металу.

Двомірне вимірювання і аналіз профілю має велику вагу в оцінці шорсткості поверхності. Перевагами даної методики є малий час вимірювання,

забезпечення еталонною базою та відносно низька ціна обладнання [1].

Вейвлетний аналіз – це сучасний та перспективний метод обробки даних, однією з його

переваг є здатність до виконання місцевого аналізу, тобто аналіз обмеженої області великого сигналу.

Основною перевагою вейвлет-перетворення або методів перед традиційним перетворенням або методами Фур'є є використання локалізованих базових функцій – вейвлетів, які дозволяють виконувати більш швидкі обчислення.

Вейвлети як локалізовані базисні функції найкраще підходять для аналізу реальних фізичних ситуацій, у яких сигнал має розриви, різкі зміни та різкі стрибки.

До галузей застосування вейвлет-перетворень належать:

- стиснення даних і зображень;

- виявлення перехідних процесів;
- розпізнавання образів;
- аналіз текстури;
- зменшення шуму / тенденції [2].

Аналіз останніх досліджень

Одне з найактуальніших завдань отримання якісної поверхні – завдання зниження шорсткості. Одним із параметрів якості механічно обробленої поверхні вважається висота її мікронерівності, яку можна виявити з профілограми.

Профіль обробленої поверхні (навіть після високоякісної обробки) не є ідеально гладким. Він має велику кількість відхилень різної форми та розмірів і потребує подальшого аналізу, який можна здійснити у вигляді перетворення Фур'є. Недоліком цього є невисока точність уявлення локальних особливостей сигналів.

Серед професійного та найсучаснішого програмного забезпечення, здатного вирішувати досить складні завдання практичного застосування вейвлетів та вейвлет-перетворень, можна виділити три основні програмні пакети Mathcad 14 Professional, Matlab 7, Mathematica 4/4.1. Ці програмні комплекси застосовні як і для самого аналізу властивостей вейвлет-функцій та вейвлет-перетворень, так і для їх використання в задачах обробки цифрових сигналів та зображень промислові деталі.

Безпосередньо для роботи з вейвлетами використовуються відповідні розширення, інтегровані в ці програмні пакети: Wavelet Toolbox (Matlab), Wavelet Extension Pack (Mathcad), Wavelet Explorer (Mathematica) [3].

Робота [3] містить аналіз сучасного стану проблеми комплексного оцінювання параметрів вейвлет-перетворення нестационарних сигналів. Розглянуті принципи роботи вейвлет-перетворення, та вейвлет-фільтри, методи побудови вейвлет-частотної характеристики (ВЧХ), розглянуто задачу вейвлет-розкладання вихідного сигналу складної форми на дві незалежні складові, поняття ентропії. Розроблені методи та інформаційна технологія комплексного оцінювання параметрів ВП нестационарних сигналів практично застосовані в аналізі та діагностуванні об'єктів різної природи, зокрема в медичній (кардіології) та машинобудівній (фрезеруванні) галузях.

У статті [4] розглядаються ортогональні вейвлети: вейвлет Добеші, вейвлет Сімлета та вейвлет Койфлета, які забезпечують можливість здійснення процедури дискретного вейвлет-перетворення, а також критерії, які впливають на результативність фільтрації ультразвукового сигналу методами з використанням вейвлет-аналізу, проведення фільтрації ультразвукових сигналів за допомогою

вейвлет функцій.

У статті [5] описані вейвлет-паketне перетворення для отримання профілю шорсткості поверхні, характеристика та виділення текстури поверхні.

Формулювання мети роботи

Метою роботи є аналіз розробленої програми для оцінки якості обробки металевих поверхонь методом вейвлет-аналізу.

Вивчення основного матеріалу і результатів аналізу

Для багатьох сигналів низькочастотний вміст є найважливішою частиною, яка передає його унікальність, а високочастотний вміст відображує особливості сигналів.

У вейвлет-аналізі використовуються поняття коефіцієнтів апроксимації та коефіцієнтів деталізації.

Коефіцієнти апроксимації – це високомасштабні низькочастотні компоненти сигналу.

Коефіцієнти деталізації – низькомасштабні високочастотні компоненти сигналу.

Схема найпростішого процесу фільтрації сигналу виглядає наступним чином (рис. 1). Початковий сигнал, S , проходить через два взаємодоповнюючих фільтри. Результатом є два сигнали (A і D) [6].

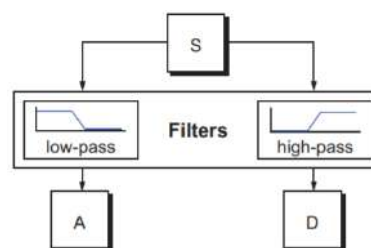


Рис. 1. Схема процесу фільтрації сигналу

Якщо виконати дану операцію на реальному цифровому сигналі, у результаті буде отримано вдвічі більше даних.

Тому існує більш зручний спосіб розкладання за допомогою вейвлетів, який зменшує кількість вибірок (downsampling) (рис. 2).

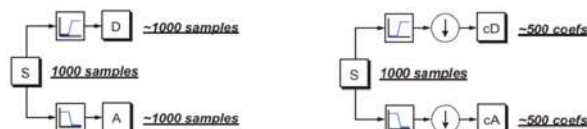


Рис. 2. Результати фільтрації вхідного сигналу без (зліва) та з використанням вейвлетів (справа)

Вейвлет-фільтри дозволяють не тільки очищувати сигнал від шумів, але і вилучати необхідні компоненти сигналу. Оскільки вейвлети мають

непогану частотно-часову адаптацією, вони можуть служити зручним інструментом для дослідження частотних характеристик сигналу.

Для декомпозиції сигналу достатньо використовувати два фільтри з однаковою граничною частотою – низькочастотний (Lo) і високочастотний (Hi), на входи яких подається сигнал S.

Фільтр Lo дає частотний образ для апроксимації сигналу (cA), а фільтр Hi – для його деталізації (cD) (рис. 3).

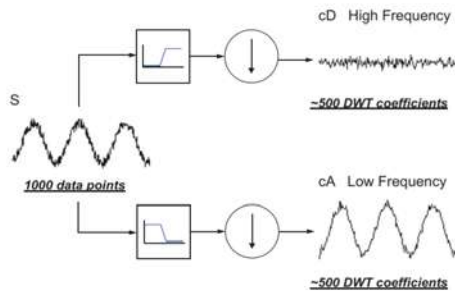


Рис. 3. Діаграма одновимірної декомпозиції сигналу на реальних даних

Процес декомпозиції можна повторювати з послідовним наближенням. Тоді один сигнал розбивається на безліч компонент меншої роздільної здатності. Цей процес називається багаторівневою декомпозицією (рис. 4).

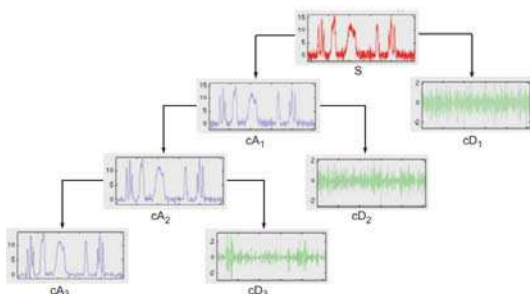


Рис. 4. Приклад багатовимірного розкладу сигналу – дерево вейвлет-декомпозиції

Оскільки процес аналізу сигналу є ітеративним, в теорії його декомпозиція може тривати доти, доки окремі деталі не складатимуться з одного зразка або пікселя.

На практиці необхідно обрати відповідну кількість рівнів, ґрунтуючись на походженні сигналу або за відповідним критерієм – ентропією.

Існує багато різних визначення ентропії, наприклад, визначення за Шенноном:

$$E = -\sum_i S_i^2 \log(S_i^2), \quad (1)$$

або через логарифм енергії:

$$E = \sum_i \log(S_i^2). \quad (2)$$

Проте у них єдина сутність: високе значення ентропії свідчить про «розмазаність» сигналу за базисними функціями; низьке значення ентропії існує тоді, коли велика частина норми сигналу зосереджена на малій кількості базисних функцій.

У другому випадку інформація про сигнал може бути істотно стиснена [7].

У розробленій програмі досліджені та реалізовані алгоритми, описані у [3].

Схема роботи програми представлена на рис. 1.

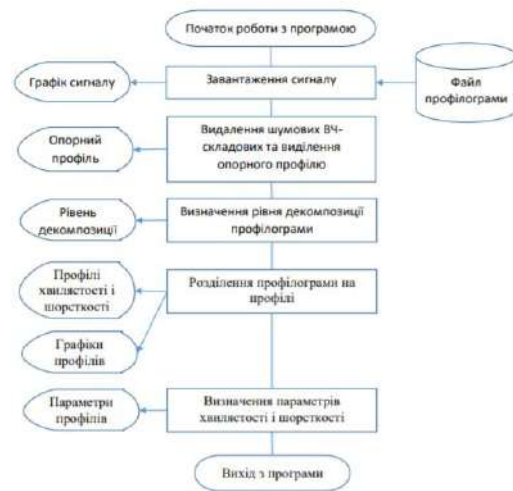


Рис. 5. Схема роботи програми

У програмі були використані наступні функції (табл. 1).

Таблиця 1 – Використані функції

Назва функції	Призначення
appcoef	Коефіцієнти апроксимації
cmddenoise	Інтервально-залежне очищення від шумів
detcoef	Коефіцієнти деталізації
detrend	Усунення лінійної тенденції
exportgraphics	Збереження графіки в файл
readmatrix	Читання матриці з файлу
uigetfile	Відкриття діалогового вікна вибору файлу
uiputfile	Відкриття діалогового вікна збереження файлу
wavedec	Багаторівнева вейвлет-декомпозиція
wentropy	Вейвлет-ентропія сигналу

На головному вікні програми користувач повинен обрати елемент меню «Файл» та «Завантажити дані» у форматі .dat.

Після цього сигнал буде попередньо оброблений. Вхідний та даний сигнали будуть відображені у вигляді графіків.

Попередня обробка сигналу полягає у видаленні шумів. Шумами прийнято вважати високочастотні компоненти сигналу.

Далі необхідно натиснути в меню «Аналіз» → «Поділ профілю».

Розроблена програма використовує алгоритм розкладання за мінімальною ентропією Шеннона.

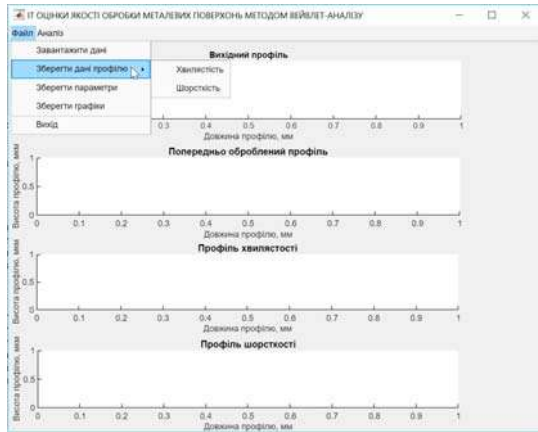


Рис. 6. Головне вікно програми

Після цього буде проведено декомпозицію профілю, обчислено на кожному рівні вейвлет-ентропію для профілів хвилястості та шорсткості. Для обраних даних мінімальна ентропія спостерігалася на шостому рівні розкладу (рис. 3).

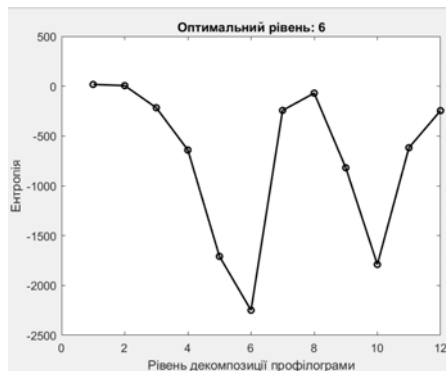


Рис. 7. Ентропія на кожному рівні декомпозиції профілограми

Степінь нерівності поверхні визначається за допомогою основних числових параметрів:

- 1) L – довжина ділянки поверхні (базової лінії);
- 2) Rz ($R10$) – висота нерівностей профілю за 10-ма точками:

$$Rz = \frac{\sum_{i=1}^5 |H_{imax}| + |H_{imin}|}{5}, \quad (3)$$

де H_{imax} – висота i -го найбільшого виступу профілю;

H_{imin} – висота i -тої найбільшої западини профілю [8];

- 3) Ra – середньоквадратичне відхилення

профілю, характеризує ступінь шорсткості поверхні;

$$Ra = \frac{\sum_{i=1}^m |y_i|}{n}, \quad (4)$$

де n – кількість кроків нерівностей за вершинами в межах базової довжини [9];

- 4) Rt – відносна довжина профілю.

Результат завантаження даних та аналізу (поділу сигналу на профілі хвилястості і шорсткості), а також розраховані параметри наведені на рис. 8.

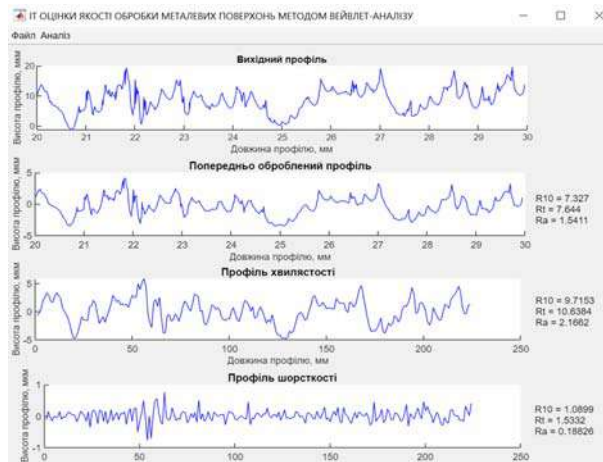


Рис. 8. Профілі хвилястості, шорсткості та розраховані параметри

Окрім ентропії, на кожному рівні декомпозиції профілю користувач може переглянути коефіцієнти апроксимації та коефіцієнти деталізації (рис. 6).

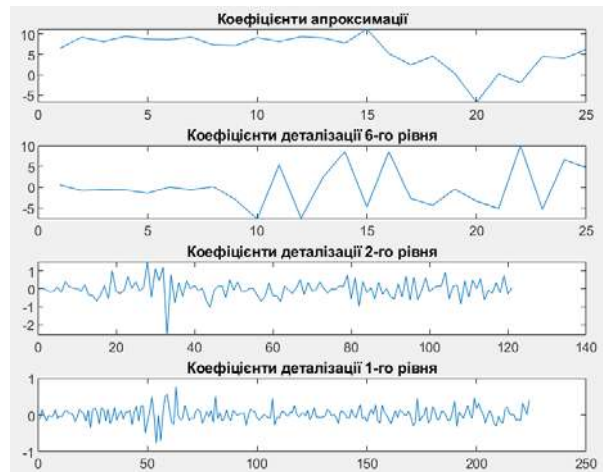


Рис. 9. Коефіцієнти декомпозиції сигналу

У меню елемента «Файл» також можна зберегти графіки профілів шорсткості та хвилястості у форматі .png («Зберегти графіки»), їхні дані у форматі .dat («Зберегти дані») та параметри у форматі .txt («Зберегти параметри»).

Програма має інформативні повідомлення після успішного збереження вище описаних елементів (рис. 10) та повідомлення про помилку після некоректної

роботи користувача: збереження розрахованих параметрів, даних профілей без завантаження вихідного профілю та його аналізу (рис. 11).

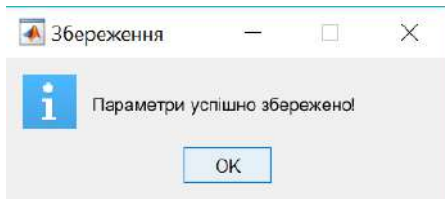


Рис. 10. Приклад інформативного повідомлення

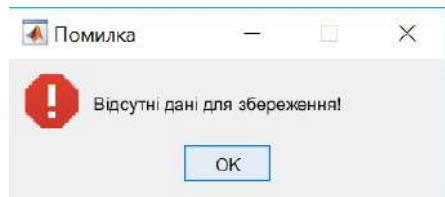


Рис. 11. Приклад повідомлення про помилку

Висновки

В результаті даного дослідження було розглянуто проблему оцінки якості обробки металевих поверхонь, застосування вейвлет-аналізу для отримання точніших параметрів, принципи декомпозиції сигналу за рівнем на основі мінімальної ентропії, та функції розробленого програмного продукту, в якій їх реалізовано.

Список літератури

1. Порошин В. В. Основы комплексного контроля топографии поверхности деталей: Монография. – М. : Машиностроение-1, 2007. – 196 с.
2. Добротворский С. С. Перспективы применения вейвлет-анализа для обеспечения качества обрабатываемых поверхностей / Добротворский С. С., Басова Е. В., Репета А. А. // Вестник национального технического университета Харьковский политехнический институт. Серия :

Дубровин В. И., Могильная М. В., Твердохлеб Ю. В. Информационная технология оценки качества обработки металлических поверхностей методом вейвлет-анализа

Цель работы. Проанализировать эффективность использования вейвлет-анализа для оценки качества металлических поверхностей. Разработать информационную технологию программного продукта для автоматизации процесса оценки качества обработки металлических поверхностей методом вейвлет-анализа.

Методы исследования. Рассмотрены основные параметры оценки обработки металлических поверхностей. Произведена многоуровневая декомпозиция профилограммы с помощью вейвлет-функций.

Полученные результаты. Разработанное программное обеспечение позволяет рассчитать параметры оценки обработки металлических поверхностей, чем поможет свести к минимуму число рутинных операций и сложных математических расчетов, а также подаёт наглядные графики волнистости и шероховатости.

Преимуществом рассматриваемого программного продукта является то, что он – узконаправленный, созданный конкретно для анализа сигналов-профилограмм металлических поверхностей и является бесплатным.

При дальнейшей разработке данный программный продукт может быть применён в машиностроительной (фрезеровании) отрасли и поможет снизить затраты на приобретение программного обеспечения.

информатика и моделирование. – 2011. – № 13. – С. 75–82.

3. Твердохлеб Ю. В. Методы та інформаційна технологія комплексного оцінювання параметрів вейвлет-перетворення нестационарних сигналів : дис. ... канд. техн. наук : 05.13.06 / Твердохлеб Юлія Володимирівна – Харків, 2018. – 178 с.

4. Оцінка якості обробки металевих поверхонь методом вейвлет-аналізу / Л. Ю. Дейнега, О. Ю. Бережний, В. В. Козлов, В. Р. Судаков. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 1. – С. 58–65.

5. Using Wavelet Packet Transform for Surface Roughness Evaluation and Texture Extraction. Xiao Wang, Tielin Shi, Guanglan Liao, Yichun Zhang, Yuan Hong, Kepeng Chen. State Key Laboratory of Digital Manufacturing Equipment and Technology, Huazhong University of Science and Technology, 2017. Available at:

https://www.researchgate.net/publication/316446776_Using_Wavelet_Packet_Transform_for_Surface_Roughness_Evaluation_and_Texture_Extraction (accessed 26 January 2022).

6. Wavelet Toolbox User's Guide. Michel Misiti, Yves Misiti, Georges Oppenheim, Jean-Michel Poggi Available at: <https://www.mathworks.com/help/wavelet/guide/discrete-wavelet-transform.html> (accessed 23 January 2022).

7. Яковлев А. Н. Введение в вейвлет-преобразования : учеб. пособие / Яковлев А. Н. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2003. – 104 с.

8. Маркова Т. В. Шероховатость поверхности : Метод. указания. СПб. / Маркова Т. В., Крыжановская И. М. : Изд-во Политехн. ун-та, 2006. – 32 с.

9. Джамай В. В. Прикладная механика: учебник для академического бакалавриата / В. В. Джамай, Е. А. Самойлов, Т. Ю. Чуркина ; ответственный редактор В. В. Джамай. – 2-е изд., испр. и доп. – М. : Изд-во Юрайт, 2015. – 360 с.

Одержано 06.12.2021

Научная новизна. Рассмотрен метод оптимальной декомпозиции сигнала сложной формы, использующий критерий минимизации суммарной энтропии вейвлет-коэффициентов обоих его компонент при определении оптимального уровня декомпозиции, реконструкцию сигнала по аппроксимирующим вейвлет-коэффициентам оптимального уровня декомпозиции при определении составляющих компонент сигнала, характеризующих определенные свойства объекта исследования. Разработано соответствующее программное обеспечение.

Практическая ценность. Разработанная информационная технология программного продукта оценки параметров вейвлет-преобразования нестационарных сигналов может быть применена в анализе и диагностировании объектов разной природы, в частности в машиностроительной (фрезеровании) отрасли в следующих задачах: выделение профилей волнистости и шероховатости профилограмм металлических поверхностей.

Ключевые слова: вейвлет, дискретное вейвлет-преобразование, разложение сигнала, профилограмма, удаление шумов, энтропия, информационная технология, Matlab, Wavelet Toolbox.

Dubrovin V., Mogilnaya M., Tverdokhleб Yu. Information technology for quality assesment of the processing of metal surfaces by the method of wavelet analysis

Purpose. Analyze the effectiveness of using wavelet analysis to assess the quality of metal surfaces. Develop information technology information technology to automate the process of assessing the quality of metal surfaces by wavelet analysis.

Methodology. The main parameters for assessing the processing of metal surfaces are considered. A multilevel decomposition of the profile using wavelets was performed.

Findings. The developed software allows to calculate parameters of an assesment of processing of metal surfaces that will help to minimize number of routine operations and difficult mathematical calculations, and also gives illustrative graphs of waviness and roughness.

The advantage of this software product is that it is focused and developed specifically for the analysis of signals-profilograms of metal surfaces and is free.

In further development, this software product can be used in the mechanical engineering industry (milling) and will help reduce the cost of software.

Originality. The method of optimal decomposition of a complex signal is considered, using the criterion of minimizing the total entropy of wavelet coefficients of both its components in determining the optimal level of decomposition, reconstruction of the signal by approximating wavelet coefficients of the optimal signal. Convenient software has been developed.

Practical value. The developed information technology of the software product for estimating the parameters of non-stationary signals can be used in the analysis and diagnosis of objects of different nature, in the mechanical engineering (milling) industry, in particular obtaining of waviness and roughness profiles.

Key words: wavelet, discrete wavelet transform, signal decomposition, profilogram, noise reducing, entropy, information technology, Matlab, Wavelet Toolbox.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ОСОБЛИВОСТІ ПРОЕКТНОГО РОЗРАХУНКУ ФОРМУВАЛЬНО-ЗАЛИВО-ВИБИВАЛЬНИХ ВІДДІЛЕНЬ ЛИВАРНИХ ЦЕХІВ

Загальні положення

Формувально-залливо-вибивальне відділення є ядром цеху з виготовлення виливків методами лиття в разові пісчано-глинисті форми. Проектування всіх інших відділень цехів масового та крупносерійного виробництва здійснюється таким чином, щоб забезпечити можливість роботи формувальних ліній та конвеєрів в автоматичному режимі без вимушених простоїв [1–4]. В цьому відділенні виконують технологічно та організаційно пов'язані між собою операції формовки, збирання та заливання форм, охолодження та вибивання відливків.

Проектний розрахунок формувальньо-залливо-вибивальних відділень здійснюється у наступній послідовності. Розбивка заданої номенклатури виливків на групи за масою, вибір для кожної групи виливків економічно вигідного способу виготовлення форм і стержнів, обґрунтований підбір технологічного устаткування для виконання процесів виготовлення форм і стержнів, розрахунок необхідної кількості підбраного устаткування і планування відділень.

Виготовлення виливків у ливарних цехах масового і крупносерійного виробництва варто передбачати в сирих формах методом комбінованого ущільнення з використанням єдиних бентонітних сумішей на автоматичній і комплексно-механізованій формувальній лінії [1–4].

У ливарних цехах серійного й одиничного виробництва виготовлення дрібних виливків варто проектувати також у сирих формах з використанням єдиних бентонітних сумішей на формувальних автоматах з комбінованим ущільненням.

Для виготовлення форм виливків підвищеної точності, масою понад 100 кг в умовах дрібносерійного й одиничного виробництва доцільно передбачати з холоднотверднучих сумішей (ХТС).

Потокове виготовлення середніх і великих виливків для середньосерійного й дрібносерійного виробництва найраціональніше у формах з використанням пластичних самотверднучих сумішей (ПСС), швидкосохнучих пісчано-глинистих сумішей (ПГС) з органічними закріплювачами, CO₂- процесу та ін. на струшуючих машинах з підпресовкою чи піскометами. Для виготовлення великих і важких виливків можуть застосовуватися також рідкі самотверднучі суміші (РСС).

Після вибору й обґрунтування способу виготовлення форм для кожної групи виливків визначеної маси підбирають оптимальний розмір опок і роблять розкладку моделей на відповідній модальній плиті таким чином, щоб коефіцієнт металоемності форми прагнув до максимуму.

Визначивши розміри опок підбирають тип і моделі формувального агрегату й розраховують необхідну кількість останніх для виконання річної програми відділення.

Розрахунки основного технологічного обладнання

Для підрахунку необхідної кількості автоматичного устаткування пр, од, користуються такою формулою:

$$n_p = \frac{N}{\Phi_e \cdot П} \quad (1)$$

де N – річна кількість форм чи напівформ, од.;

Φ_e – ефективний річний фонд часу роботи устаткування, г;

$П$ – циклова або тактова (паспортна) продуктивність напівформ/г або форм/г.

При розрахунку кількості неавтоматичного устаткування можна також користуватися формулою (4), але тоді величина $П$ – це розрахункова годинна продуктивність устаткування, яка залежить від характеру виробництва й приведена в [5] на деякі види формувального устаткування. Розрахункова годинна продуктивність відрізняється від паспортної тим, що вона враховує витрати часу на виконання допоміжних операцій (змiana модельних плит і налагодження устаткування), що складає 1,0...1,5 % від Φ_e . У випадку відсутності розрахункової продуктивності формула (4) здобуває вид:

$$n_p = \frac{N}{(\Phi_e - t) \cdot П}, \quad (2)$$

де t – втрати часу на зміну модельних плит і налагодження формувальних машин, г, значення якого залежить від групи машин; для масового й крупносерійного виробництва $t = 0$.

Прийняту в проекті кількість устаткування визначають за формулою (2). При виготовленні форм за допомогою пісcomетів кількість останніх n_p для формувальної ділянки:

$$n_p = \frac{V_{\phi} \cdot N}{\Phi_e \cdot \Pi \cdot \kappa_y}, \quad (3)$$

де V_{ϕ} – об'єм форми, зумовлений внутрішніми габаритами розмірів опок, м³;
 Π – продуктивність пісcomета, м³/г;
 κ_y – коефіцієнт, що враховує час установки й зняття опок.

Якщо всі технологічні операції формувально-заливо-вибивального відділення проектується здійснювати на комплексно-механізованих чи автоматичних лініях, то розрахунок кількості ліній роблять за формулою (4).

У формувальному відділенні може бути прийнятий послідовний чи паралельний режим роботи. При послідовному режимі з машинним формуванням, форми під заливання накопичуються на плацу (здійснюється розрахунок кількості робочих місць) або на рольгангах-накопичувачах, довжина яких може бути розрахована в залежності від довжини й кількості заливальних робочих місць [2–4]. При паралельному режимі зв'язок технологічних операцій відділення здійснюється конвеєрним транспортом частіше візкового, рідше підвісного чи пульсуючого типу.

При проектуванні технологічного процесу виготовлення виливків на ливарному конвеєрі вибирають тип конвеєра і після розрахунку його довжини [2–4], з огляду на розміри платформи, визначають модель. При одночасному виготовленні двох-трьох різних виливків на конвеєрі раціональне парне розташування формувальних машин у конвеєра, а при виготовленні виливків одного найменування – групове. Групове розміщення машин у конвеєра дозволяє скоротити довжину формувальної ділянки чи при рівній довжині цієї ділянки установити більшу кількість пар машин, збільшивши тим самим продуктивність машин.

Кількість однотипних конвеєрів n_k для проєктованого цеху можна розрахувати за такою формулою:

$$n_k = \frac{N}{\Pi_k}, \quad (4)$$

де N – кількість форм даного типорозміру на рік, шт.
 Π_k – пропускна здатність конвеєра;

$$\Pi_k = \frac{60 \cdot \Phi_e \cdot V_k \cdot n_v \cdot n_{\phi} \cdot \zeta}{\Sigma L_k}, \quad (5)$$

де V_k – швидкість конвеєра, м/хв;
 n_v – кількість візків (підвісок) на конвеєрі, шт.;
 n_{ϕ} – число форм, установлюваних на візку (підвіску);
 ζ – коефіцієнт заповнення візків формами ($\zeta = 0,8$);
 ΣL_k – довжина конвеєра, м.
 Коефіцієнт використання продуктивності конвеєра визначають за відношенням

$$\kappa_e = \frac{\Pi_k}{\Pi_m}, \quad (6)$$

де Π_m – річна продуктивність машин, встановлених у конвеєрі, форм на рік;

$$\Pi_m = M \cdot \Pi_1 \cdot \Phi_e, \quad (7)$$

де M – кількість пар машин;
 Π_1 – годинна продуктивність однієї пари машин, форм.

Сушіння форм

При одержанні виливків у сухих формах і тих, що поверхово підсушуються, у відділеннях формування передбачають устаткування для теплового сушіння. Підсушування великих форм здійснюють за допомогою переносних сушильних агрегатів, кількість яких установлюють із розрахунку один агрегат на 4...6 м² форми.

Для сушіння форм в умовах індивідуального й серійного виробництва застосовують камерні сушарки з викатними візками, які працюють на природному газі чи мазуті.

Необхідну кількість камерних сушарок визначають за формулою:

$$n_{кам} = \frac{V_{\phi} \cdot t_u \cdot \kappa_n}{\Phi_e \cdot V_c \cdot \zeta}, \quad (8)$$

де V_{ϕ} – об’єм форм, що мають бути підсушені протягом року, м³;
 t_y – час циклу сушіння з урахуванням часу завантаження й розвантаження сушарок, г [5];
 κ_n – коефіцієнт нерівномірності роботи сушарок;
 Φ_e – ефективний річний фонд часу роботи сушарок, г;
 V_c – внутрішній обсяг камерної сушарки, м³ [6];
 ζ – коефіцієнт використання обсягу сушарок ($\zeta = 0,15 \dots 0,3$).

При виготовленні форм на потокових лініях підсушування форм здійснюють у прохідних сушарках, що працюють у робочому режимі всієї лінії.

Парк опок

Розрахунок парку опок ведеться в залежності від величини циклу їхньої оборотності. Для масового виробництва з застосуванням автоматичних ліній кількість опок розраховують за формулою:

$$N_o = (1,25 \dots 1,3) N_{\phi} \cdot t_o \quad (9)$$

де N_o – розрахунковий парк опок, шт.;
 $1,25 \dots 1,3$ – коефіцієнт, що враховує резерв і ремонтний заділ парку опок (15 % – резерв; 15 % – на ремонті);
 N_{ϕ} – кількість форм, виготовлених за годину;
 t_o – цикл обороту опок, г.

Розрахунок ведеться для верхніх і нижніх опок.

Для форм, що вмщують до 20 кг рідкого металу, цикл обороту опок складає 40...90 хвилин, для більш важких форм – 2...4 г.

Парк розливальних ковшів

У залежності від типу плавильної печі, її місткості, роду металу, маси виливків і режиму роботи цеху підбирають тип, розраховують ємність і визначають парк розливальних ковшів.

При розливанні чавуну у великі форми застосовують конічні поворотні ковші. Для транспортування рідкого чавуну на значні відстані використовують барабанні ковші місткістю до двох тонн. Для одержання чавунних виливків масою до однієї тонни рекомендується застосування чайникових ковшів.

Для розливання сталі застосовують як правило, конічні стопорні або чайникові ковші, а кольорові метали розливають за допомогою поворотних (конічних і барабанних) чи чайникових ковшів.

При масовому виготовленні дрібних і середніх виливків металу з печі зливається в роздавальний ківш, місткість якого визначається місткістю плавильної печі, а потім на стендах біля конвеєрів метал переливається в розливальні ковші. Розливальні ковші використовують також у випадку безупинної видачі металу з плавильного агрегату. Місткість таких ковшів визначається масою металу в формі.

Дані щодо вибору місткості розливальних ковшів наведено в табл. 1.

Таблиця 1 – Дані щодо вибору місткості розливальних ковшів, тривалості їх роботи та ремонту

Середня металоємність форми, кг	Місткість ковша, кг	Тривалість роботи до ремонту, г [7]	Час на ремонт та сушіння г [7]	Час оберту ковша, хв.
До 10	50...100	2...3	6	8...10
15...25	150...250	3...4	6...8	10...15
50...100	500	6...8	8...16	15...20
> 100	1000 та більше	8	16	20...25

Кількість ковшів, що одночасно знаходяться в роботі п можна розрахувати за формулою:

$$n = \frac{N_p \cdot \kappa_n}{\Phi_e \cdot n_{\phi} \cdot n_o} \quad (10)$$

де N_p – річна кількість форм, од.;
 κ_n – коефіцієнт нерівномірності;
 Φ_e – ефективний річний фонд часу роботи формувального обладнання;
 n_{ϕ} – кількість форм, що заливаються з одного ковша;
 n_o – кількість оборотів одного ковша за годину.

Знаючи кількість ковшів, що одночасно знаходяться в роботі, з використанням даних щодо тривалості їх роботи та знаходження в ремонті [7], які наведені в таблиці 1, визначають кількість ковшів, яка постійно знаходиться в ремонті. Необхідний для забезпечення безперебійної роботи заливальної ділянки парк ковшів складається з вказаних двох кількостей. Його додатково збільшують ще на 15 % від кількості ковшів, що одночасно знаходяться в роботі для урахування необхідного заділу.

Інше обладнання та прикінцеві положення

При конвеєрному заливанні форм чи при виконанні цієї операції на лініях, виливки до вибивки з опок охолоджуються безпосередньо на зазначених агрегатах, у розрахованій довжині яких врахований час, необхідний для охолодження виливків. При великій металоємності форм, коли потрібний значний час для охолодження виливків (конвеєрне, плацеве, фасонне формування й заливання), в заливальному відділенні передбачають площі, розміри яких визначають за існуючими нормами витримки виливків у формах після заливання [5].

Вибивку виливків з опок і частково стержнів з виливків здійснюють різними вибивними установками за допомогою ексцентрикових, інерційних й інерційно-ударних ґраток [6]. Установки для вибивки великих форм становлять собою блок, що складається з чотирьох, шести або восьми ґраток, що серійно випускаються, які установлені на загальній фундаментній рамі. В автоматичній і комплексно-механізованій формувальній ліній вибивальні пристрої вбудовуються в потік і поділяються на провальні, інерційні прохідні й провальні прохідні з видавлюванням форм пуансоном.

При виготовленні й заливанні форм на плацу, при формуванні на машинах з подальшим сушінням у сушарках і заливанням на плацу корисна площа формувального відділення визначається кількістю й розмірами робочих місць для виготовлення й заливання форм.

У механізованих ливарних цехах площі формувальних відділень не розраховуються, а визначаються плануванням устаткування з урахуванням норм проектування.

Висновки

Описано особливості проектного розрахунку формувально-заливо-вибивальних відділень ливарних цехів різних типів виробництва по виготовленню виливків в разових пісчано-глинистих формах отриманих за різними технологічними процесами.

Наведено основні рекомендації з вибору технологічних процесів, що здійснюються в означеному відділенні та загальні принципи його комплектування і компонування.

Наведено оригінальну методику розрахунку парку ковшів, необхідного для забезпечення безперебійної роботи заливальної ділянки ливарного цеху.

Список літератури

1. Основы проектирования литейных цехов и заводов / Под ред. Е. В. Кнорре. – М. : Машиностроение, 1979. – 376 с.
2. Логинов Н. Э. Проектирование литейных цехов / Логинов Н. Э. – Минск : Вышэйша школа, 1965. – 319с.
3. Проектування ливарних цехів. Ч. 1 : підручник / Г. Є. Федоров, М. М. Ямшинський, В. Г. Могилатенко та ін. – К. : НТУУ «КПІ», 2011. — 588 с.
4. Проектування ливарних цехів. Ч. 2 : підручник / Г. Є. Федоров, М. М. Ямшинський, В. Г. Могилатенко та ін. – К. : НТУУ «КПІ», 2011. — 316 с.
5. Общесоюзные нормы технологического проектирования предприятий машиностроения, приборостроения и металлообработки. Литейные цехи и склады шихтовых и формовочных материалов. ОНТП 07-83. Минавтопром, 1984. – 194 с.
6. Туманський Б. Ф. Проектування ливарних цехів : навч. посібник / Б. Ф. Туманський. – К. : НМК ВО, 1992. – 192 с.
7. Пелих В. Ф. Вибір та розрахунок обладнання плавильних відділень ливарних цехів: навч. посібник / В. Ф. Пелих, О. І. Пономаренко. – К. : ІСДО, 1993. – 224 с.

Одержано 29.10.2021

© Наумик В. В.¹, Сажнев В. М.²

¹ Д-р техн. наук, професор, проректор з наукової роботи та міжнародної діяльності,

² Канд. техн. наук, доцент, начальник науково-дослідної частини;

Національний університет «Запорізька політехніка» м. Запоріжжя, Україна

Naumik V., Sazhnev V. Features of the design calculation of forming-gulf-beating departments of foundry shops

ПЕРСПЕКТИВИ ФУНДАЦІЇ ФЕНОМЕНОЛОГІЧНОЇ ТЕОРІЇ РОСТУ КРИСТАЛІВ ПРИ ЕЛЕКТРОКРИСТАЛІЗАЦІЇ

Вступ

На основі стислого аналізу логічної послідовності розвитку Феноменологічної теорії росту кристалів в розплавах / розчинах та з урахуванням компактного огляду основних напрямків та результатів досліджень електрохімічного осадження кристалічних, нанокристалічних та аморфних металів та сплавів сформульовано перспективні напрямки подальших досліджень для фундації нового наукового напрямку – Феноменологічної теорії росту кристалів при електрокристалізації.

На основі розуміння термодинамічної еквівалентності переохолодження в пірометалургії та перенапруження в електроосадженні запропоновано нарис програми досліджень, результатом яких стане розробка Феноменологічної теорії росту кристалів та аморфних фаз в процесах електрокристалізації / електроосадження

Розроблення Феноменологічної теорії росту кристалів при електрокристалізації забезпечить прогнозування та планомірну розробку нових технологій функціональних матеріалів методами електроосадження.

Феноменологічна теорія росту кристалів базується на результатах експериментальних досліджень фізико-хімічних ефектів, що складають системну сутність цього явища та які вдається беззаперечно пояснити на основі термодинаміки рівноважного стану та термодинаміки незворотних процесів. В результаті формується система уявлень про це явище, яка складає надійний фундамент для розвитку загальної теорії фазових перетворень, математичного моделювання фазових перетворень, створення технологій нових функціональних матеріалів.

Для переліку розділів, що мають входити в новий науковий напрямок – Феноменологічну теорію росту кристалів при електрокристалізації, корисно коротко проаналізувати історію розвитку Теорії росту кристалів при кристалізації з розплаву / розчину.

Середина ХХ століття відзначилася інтенсивним розвитком теорії росту кристалів як в газовій, так і в рідкій фазах. З'явилися фундаментальні роботи по елементарним процесам росту кристалів [1], по стабільності плоского фронту росту кристалів [2, 3], по тепловим та концентраційним аспектам одно- та багатофазної кристалізації [4, 5], по феноменології евтектичної кристалізації [6–9]. Пізніше фундаментальні результати цих робіт разом з власними результатами одного з авторів були використані при опрацюванні основ феноменологічної теорії евтектичної кристалізації [10]. З появою трансмісійної електронної дифракційної мікроскопії успішно розвивається феноменологічна теорія дислокацій [11–13], на базі якої постає дислокаційна теорія росту кристалів з високою ентропією плавлення. З'явився і прогресує новий розділ загальної теорії росту кристалів – теорія росту нанокристалів.

На цій теоретичній базі не тільки оптимізувалася технологія процесів пірометалургії, але й створювались основи теорії й технології нових процесів, пов'язаних з великою щільністю енергії, великими швидкостями охолодження, з технологічним використанням утворення і розпаду метастабільних фаз та станів [14, 15].

На відміну від пірометалургії друга гілка металургії – електрометалургія – зосередила свої зусилля на вивченні електрохімічного аспекту процесу осадження, і, зокрема, осадження кристалічної твердої фази - електрокристалізації. Вивчалися питання впливу поляризації (перенапруги) на зародження центрів кристалізації, на еволюцію структури фронту росту твердої фази (аморфна – кристалічна), на вихід по струму. Було розроблено теорію подвійного електричного шару (двойного електрического слоя – рос.).

Привертає увагу теорія мікропотоків речовини та електричного струму у дендритному середовищі фронту електрокристалізації [16]. Ця робота відкриває перспективи для започаткування термодинаміки незворотних процесів при електрокристалізації (по аналогії з пірометалургією, див. [17], с. 96–209).

Велика увага приділялась впливу домішок в електролітах на зміну структури та властивостей електроосадженої речовини. Основною метою небагато чисельних металографічних досліджень було вивчення закономірностей формування кристалічної структури осадженої речовини.

Ця особливість спрямованості металографічних досліджень електрокристалізованого осаду напевно була обумовлена тією обставиною, що осад, за виключенням антикорозійних та інших покриттів, в ті роки не був кінцевим продуктом, а призначався для переплавки. Тому найважливішою характеристикою цього напівфабрикату була чистота по домішкам, у тому числі – гетерофазність та газонасиченість.

Інтенсивний розвиток порошкової металургії і, зокрема, процесів з використанням мікро- та нанопорошків поставив питання по розгортанню досліджень по ідентифікації елементів мікро- та наноструктури, в тому числі - зародків електрокристалізації та продуктів початкових стадій росту кристалів, особливо в умовах високої щільності струму. Ця задача обмовлена двома факторами: 1) малими радіусами кривизни поверхні дендритів, що утворюються, і спричиненим цією особливістю мікропогографії фронту великим томсонівським відхиленням інтенсивних параметрів термодинамічної рівноваги в порівнянні з такими для плоскої міжфазної границі і 2) збільшенням локальної щільності току на кінчиках дендритних гілок.

Разом з тим знайомство з сучасною науковою літературою по електрокристалізації свідчить про значні труднощі в ідентифікації та класифікації важливих мікроструктурних елементів електроосадженої твердої речовини, таких, як кристалічний зародок, чарунок (ячейка – рос.) фронту кристалізації як область монокристалічного зерна на фронті, яка формує поверхню фронту подібну до бруківки, та дендритне зерно, яке виросло з одного центру кристалізації – рис. 1. Детальний аналіз генезису та морфології цих структурних елементів надано в [10].

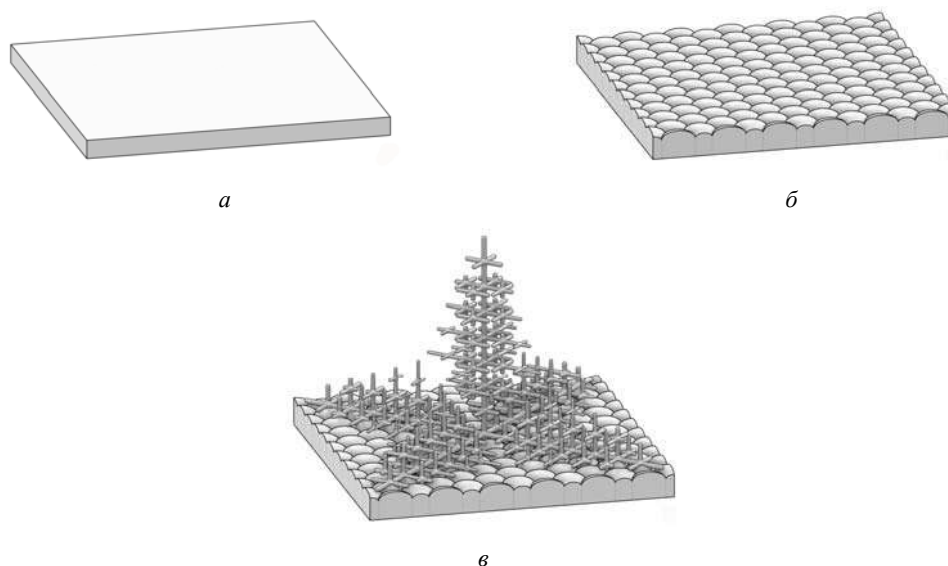


Рис. 1. Послідовність зміни мікротопографії фронту кристалізації під впливом зростання концентрації домішків з $k < 1$:
a – плоско огранована форма; *б* – утворення чарункової форми; *в* – перехід чарункової форми у дендритну

Відомо, що експериментальне вивчення цих структурних елементів в продуктах пірометалургії дало можливість розвинути основи феноменологічної теорії одно- та багатофазної кристалізації. І це при тому, що реальна мікротопографія фронту кристалізації в пірометалургії завжди недоступна для прямого спостереження. Але унікальна інформативність аналізу фронту росту кристалів заохочує дослідників розробляти та використовувати методи декантації фронту. Між тим усі вони пов'язані з ударним навантаженням частково закристалізованого зливку і частковим порушенням фронту, що спричиняє певну втрату мікроелементів структури. Крім того, плівка розплаву, що прилипла до фронту, може частково вуалювати дрібні деталі поверхні розділу рідкої та твердих фаз та додатково утруднити аналіз.

Альтернативою декантації став гартувально-мікроскопічний аналіз, розроблений під керівництвом К. П. Буніна [7, 10]. Але ця методика пов'язана з необхідністю аналізу мікроструктури чисельних (іноді десятків) перерізів однієї і тієї ділянки мікрошліфа, отриманих шляхом переполіровок з контрольованою товщиною шару, що було видалено. В результаті будується 3D модель поверхні об'єкту дослідження [10, 17]. Отримана інформація також дозволяє вивчати генезис структурних складових даного мікрооб'єкту.

Прикладом успішного розв'язання багаторічної проблеми може слугувати вирішення дилеми про природу евтектики, а саме, чи є евтектичне зерно «механічною сумішню» дрібних кристалів евтектичних фаз, чи це дендритний бікристаліт з гілками евтектичних фаз, що взаємно проросли одна в іншій. Важливість вибору адекватної 3D моделі евтектичного зерна мала не тільки академічний, але й технологічний інтерес, оскільки необхідно було розробити методику управління процесом структуроутворення в перебігу евтектичної кристалізації, а саме: 1) керуванням мультиплікованим зародженням, ростом та виклинюванням ізольованих частинок евтектичних фаз на фронті кристалізації в варіанті «механічної суміші» [18, 19] або 2) управління кінетикою кооперативного росту дендритів евтектичних фаз в двофазному бікристаліті – в варіанті бікристаліту, який було обгрунтовано в [10] шляхом побудови адекватних 3D моделей евтектичних колоній в різних системах з різною кристалохімічною природою евтектичних фаз.

Фронт електрокристалізації в рідких електролітах володіє дуже важливою особливістю – він постійно є відкритим для дослідника, що в принципі дозволяє дослідити структуроутворення *in situ* за умови використання певного оптичного приладу, наприклад приладу Elipovist, який є електролітичною коміркою з довгофокусним об'єктивом.

Більш простою та надійною є дослідження фронту електрокристалізації в растровому електронному мікроскопі. Він має значно більшу глибину різкості порівняно зі світловим мікроскопом, більшу роздільну властивість та збільшення. Якщо вивчати зміну мікротопографії фронту на різних етапах електрокристалізації в контрольованих умовах експерименту (структура вихідної підкладки – ріст плоского кристалу – перехід до чарункової субструктури фронту – початок росту дендритів на чарунковій підкладці – розвинена дендритна структура) можна отримати не тільки адекватну модель кінетики процесу, але й надійну інформацію про причину - наслідкові зв'язки.

Таким чином методичною основою розробки феноменологічної теорії електрокристалізації є вивчення еволюції макро-, мікро- та тонкої структури осадків (як поверхні, так і внутрішніх об'ємів), отриманих в планових експериментах при контрольованій зміні одного або декількох інтенсивних термодинамічних параметрів стану системи.

Як свідчить навіть неповний огляд літератури по проблемі, в цьому напрямку проводиться інтенсивна робота. Публікуються монографії, в яких викладаються як загальні, так й конкретні проблеми теорії та технології.

В фундаментальній роботі [20] викладаються основи фізикохімії поверхні металів та сплавів стосовно електрохімічних процесів отримання та обробки металічних матеріалів. З позицій сучасних досягнень фізикохімії поверхні розглянуто електрохімічну термодинаміку металів та сплавів, кінетику катодних та анодних процесів.

Підготовлено низку навчальних посібників, що викладають сучасний стан електрохімії з врахуванням різних аспектів теорії та технології [21, 22].

Виявляються причинно-наслідкові зв'язки в конкретних системах. В роботі [23] знайдено, що збільшення щільності струму спричиняє стрибкоподібне зменшення мікротвердості осаду сплавів металів групи Fe з W та збільшення концентрації W. При цьому кристалічна структура втрачається і відбувається аморфізація осаду.

В роботі [24] за допомогою скануючого електронного мікроскопу провели 3D реконструкцію топографії фронту електрокристалізації гальванічних покриттів Fe-Mo та Fe-Co-Mo. Збільшення щільності катодного струму в бінарних сплавах спричиняє збагачення осаду молібденом й не впливає на мікрорельєф його поверхні. В тернарних покриттях відбувається конкурентне відновлення заліза й кобальту у сплаві, причому вміст Mo зі збільшенням щільності струму зростає, а рельєф поверхні з дрібнокристалічною голкоподібною структурою змінюється мікроглобулярною. Рентгенодифракційний аналіз показав, що всі сплави мали аморфну атомну структуру.

Проводяться дослідження багатокомпонентних композитних покриттів з метою розробки електродних матеріалів для водневої технології [25, 26], каталізаторів [26–28], між якими привертає увагу використання низьких перенапруг [27] з метою контролю мікрорельєфу фронту електрокристалізації.

В експериментальних роботах все більшу увагу приділяють дослідженню мікро- та наноструктури осаду [29, 30], а також умов їх аморфізації [31] з метою оптимізації їх хімічних та службових властивостей продуктів електроосадження.

Збільшується кількість робіт по дослідженню впливу змінного струму різної частоти, амплитуди, асиметричності [32], а також імпульсного [33] та струму, що змінюється за різними законами. Цим забезпечуються режими «осадження-розчинення» у випадку змінного струму та «осадження – пауза» у випадку однополярних імпульсів. Ця методика видається унікальною з точки зору пірометалургії, де миттєва зупинка кристалізації й навіть перехід до розчинення принципово є неможливим через теплову інерційність системи (зрозуміло за виключенням гартування з напіврідкого стану). Тому інформація про мікро- й тонку структуру фронту та тіла осаду є надзвичайно важливою при розробці теорії елементарних процесів росту електроосаджених кристалів. Між тим у багатьох випадках висновок про мікроструктуру зупиняється на загальній характеристиці поверхні: кристалічна, наноструктура, аморфна. При цьому не розділяється розмір дендритного кристалу та його дендритної гілки першого порядку, що спричиняє вірогідність помилки в декількох порядках; не враховується зв'язок кристалографічної текстури осаду з кристалохімічними особливостями даної фази, а саме, зі ступенем гетеродесмічності системи міжатомних зв'язків в напрямку росту та пов'язану з цим ретикулярну щільність пакування атомів й анізотропію швидкостей росту у різних напрямках. Між тим це важливо враховувати при прогнозуванні виникнення стовпчастої структури осаду, типу огранування поверхні кристалів та пов'язаний з нею механізм росту (огранований кристал – тангенціальний ріст, округла поверхня – нормальний ріст). При утворенні аморфної структури можливі варіанти її атомного пакування, які відрізняються параметрами ближнього порядку – координаційними числами та радіусами координаційних сфер. Їх можна визначати за методикою рентгенодифракційного аналізу розплавів [34].

Планування стратегії експериментальних досліджень спрощує та обсаєдина, що вже є добре опрацьовані основи феноменологічної теорії кристалізації розплавів. Враховуючи, що термодинамічним еквівалентом переохолодження в пірометалургії є перенапруження (поляризація) в електроосадженні, можна для початку поставити серію експериментів по виявленню впливу перенапруження на еволюцію мікроструктурних елементів фронту електрокристалізації чистих металів та напівметалів, а саме: плоский фронт, чарунковий і нарешті дендритний фронт кристалізації. Перш за все це дозволить виявити вплив ступеню гетеродесмічності міжатомних зв'язків та перенапруження на реалізацію типу елементарних процесів росту (нормальний або тангенціальний). Ті ж дослідження на металічних сплавах з коефіцієнтами розподілення домішкового компоненту $k < 1$ ($k = c_S/c_L$, де c_S та c_L – рівноважна розчинність компоненту B в твердій та рідкій фазах відповідно) зразу ж дозволять визначити вплив «концентраційного» перенапруження (за аналогією з концентраційним (constitutional) переохолодженням), спричиненого впливом другого компоненту сплаву як домішкового. Тут важливо добре володіти знанням як діаграм фазових рівноваг, так і структурних ознак, властивих різним мікроструктурним елементам фронту.

Потім можна за такою ж методикою дослідити вплив технологічних домішків, наприклад, ПАВ та органічних добавок в електроліт.

Третя задача полягає у встановленні особливостей структури та фазового складу продуктів електрокристалізації, що обумовлені типом діаграми фазових рівноваг: з твердим розчином, евтектичною, перитектичною, синтектичною, екстектичною рівновагами, або з проміжною фазою. Це дасть важливу для електрохіміків інформацію щодо стабільних та метастабільних фазових рівноваг в відповідних системах за

температурою технологічних процесів електроосадження. Це відкриває можливість прогнозування фазового складу сплава, що проектується отримувати електрокристалізацією, а також сплавів для подальшої переплавки, тонких покриттів, а також об'ємних виробів зі складною гетерофазною мікроструктурою типу антифрикційних сплавів, зносостійких сплавів, сплавів з заданими службовими властивостями, наприклад, електро- та теплопровідністю, високою твердістю, магнітними властивостями, для генерації, накопичення та зберігання електроенергії, катализаторів, сорбентів, матеріалів водневої енергетики.

Дуже цікавою та інтересною проблемою є дослідження закономірностей отримання аморфних електроосаджених металів та сплавів. Вони можуть слугувати ідеальним вихідним матеріалом для отримання нанокристалічних спечених продуктів з жорстким контролем величини зерна, що отримується в перебігу керованої твердофазної кристалізації.

Грунтуючись на викладеному, можна намітити наступні етапи створення феноменологічної теорії росту кристалів при електрокристалізації.

Вивчення закономірностей зародження кристалів металів, напівметалів, ковалентних та проміжних фаз з різним ступенем гетеродесмічності міжатомних зв'язків.

Вивчення закономірностей автономного росту кристалів металів, напівметалів, ковалентних фаз та проміжних фаз з різним ступенем гетеродесмічності міжатомних зв'язків.

Вивчення закономірностей росту кристалів фаз в бінарних системах з різним типом діаграм фазових рівноваг.

Вивчення закономірностей розвитку вторинних процесів (твердофазна кристалізація аморфної речовини, рекристалізація, виділення надлишкових фаз з пересичених твердих розчинів, грануляція дендритних гілок, коалесценція) в високотемпературних системах.

Вивчення закономірностей фазових перетворень по п. 1–4 в органічних електролітах. Очікуваний практичний результат – створення метал-органічних функціональних композицій для приладів генерації та збереження енергії.

На всіх етапах: виявлення загальних закономірностей впливу інтенсивних термодинамічних параметрів на фазові рівноваги, рушійну силу, атомний механізм росту та мікроскопічну кінетику електрокристалізації та електроосадження аморфних фазових складових. Очікуваний практичний результат – створення термодинаміки незворотних катодних та анодних процесів.

Наведений нарис програми добре узгоджується з реальною логикою еволюції феноменологічної теорії зародження та росту кристалічних фаз при затвердінні розплаву та в перебігу подальших вторинних процесів.

Враховуючи значний інтелектуальний ресурс вищих навчальних закладів України та доступність приладів для експериментальних методів дослідження, а також академічну мобільність, таку велику програму можна реалізувати при розумному розподілі тем студентських дослідницьких, курсових та дипломних робіт, кандидатських та докторських дисертацій в межах відповідних цільових програм.

Автори висловлюють вдячність магістрові архітектури Мазуру В. О. за візуалізацію мікроструктурних моделей фронту кристалізації [35].

Список літератури

1. Burton. The growth of crystals and the equilibrium structure of their surface / Burton, N. Cabrera, F.C. Frank. Phil. Trans. Royal Soc., London.- Ser. A. – 1951. – P. 243–299.
2. Джексон К. А. Механизм роста кристаллов. Жидкие металлы и их затвердевание / Джексон К. А. – М. : Металлургия. – 1962. – С. 200–214.
3. Маллинз В. Устойчивость плоской поверхности раздела фаз при кристаллизации разбавленного бинарного сплава / В. Маллинз, Р. Секерка // Проблемы роста кристаллов. – М. : Мир, 1968. – С. 106–126.
4. Тиллер В. А. Многофазная кристаллизация. Жидкие металлы и их затвердевание / Тиллер В. А. – М. : Металлургиздат. – 1962. – С. 305–354.
5. Чалмерс Б. Теория затвердевания / Пер. с англ. – М. : Металлургия, 1968. – 228 с.
6. Chadwick G.A. Eutectic alloy solidification. Journal of metal / Chadwick G.A. – 1962. – 14. – P. 703–721.
7. Бунин К. П. Введение в металлографию / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка. – М. : Металлургиздат. – 1954. – 192 с.
8. Hillert M. The structure of white cast iron / M. Hillert, M. Steinhauser. Jernkontorets annaler. – 1960. – Vol. 144.– №7.– P. 520–559.
9. Hunt J. D. Binary eutectic solidification / K.A. Jackson. Transaction of the Metallurgical Society of AIME. – 1966.– Vol. 236.– N 6.– P. 843–852.
10. Таран Ю. Н. Структура эвтектических сплавов / Таран Ю. Н., Мазур В. И. – М. : Металлургия, 1978. – 312 с.
11. Фридель Ж. Дислокации / Фридель Ж. – М. : Мир.– 1967. – 643 с.
12. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении / Утевский Л. М. – М. : Металлургия, 1973. – 584 с.
13. Hirsch P. V. Electron microscopy of thin crystals / P .V. Hirsch, A. Hovie, M. J. Whelan. London : Butterworth, 1965.– 549 p.
14. Салли И. В. Кристаллизация при сверхбольших скоростях охлаждения / Салли И. В. – К. : Наукова думка. – 1972. – 136 с.

15. Мирошниченко И. С. Формирование структуры сплавов при сверхбольших скоростях охлаждения / Мирошниченко И. С. // Механизм и кинетика кристаллизации. – Минск : Наука и техника, 1964. – С. 146–156.
16. Барабошкин А. Н. Электродные процессы в расплавах с частичной электронной проводимостью. Расплавы / Барабошкин А. Н. – 1993. – Вып. 4. – С. 38–49.
17. Мазур В. И. Введение в теорию сплавов / В. И. Мазур, А. В. Мазур. – Днепропетровск : Лира ЛТД, 2009. – 264 с.
18. Гречный Я. В. О кристаллизации двойных сплавов эвтектического типа / Гречный Я. В. // Доклады АН СССР. – 1952. – Т. 86. – № 5. – С. 977–980.
19. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев, А. А. Гуляев ; 7-е изд., пер. и доп. – М. : Альянсб 2011. – 643 с.
20. Андреев Ю. Я. Электрохимия металлов и сплавов / Андреев Ю. Я. ; 2-е изд. пер. и доп. – М. : Изд. Высшее обр. и наука, 2016. – 326 с.
21. Березин Н. Б. Электроосаждение металлов из водных растворов комплексных соединений / Н. Б. Березин, Ж. В. Межевич. – Казань : Изд. КНИТУ, 2015. – 168 с.
22. Якименко Г. Я. Технічна електрохімія. Гальванічні виробництва / Г. Я. Якименко, В. М. Артеменко. – Харків : Вид. НТ ХПІ, 2006. – 272 с.
23. Silkin S. A. Electrodeposition of alloys of the iron group metals with tungsten from citrate and gluconate solutions / S. A. Silkin, A. V. Gotelyak, N. I. Tsynsaru // Surface engineering and Applied Electrochemistry. – 2017. – 53 (1). – P. 7–14.
24. Ведь М. В. Пути управления составом и морфологией гальванических покрытий Fe-Mo и Fe-Co-Mo / М. В. Ведь, И. Ю. Ермоленко, Н. Д. Сахненко // Электронная обработка металлов. – 2017. – Т. 53. – № 1. – С. 47–54.
25. Gang W. Electrochemical preparation and characteristics of Ni-Co-LaNi₅ composite coatings as electrode materials for hydrogen evolution / W. Gang, L. Ning, D. Song // Materials Chemistry and Physics. – 2004. – N 2. – P. 307–314.
26. Vencataraman H. Development of new tolerant ternary anode catalysts for proton exchange membrane Fuel cells / H. Vencataraman, R. Kunz, M. Fenton // Journal of the electrochemical Society. – 2003. – N 1503. – P. 178–284.
27. Hu X. Electrocatalytic hydrogen evolution at low overpotentials by cobalt macrocyclic glyoxime and tetraimine complexes / X. Hu, B.S. Brunshwig, J.C. Peters // Journal of the American Chemical Society. – 2007. – Vol. 129. – N 29. – P. 8988–8998.
28. Кузнецов В. В. Электрохимический синтез сплава никель-рений и его электрокаталитические свойства / В. В. Кузнецов, Ю. Д. Гамбург, В. В. Жуликов // Электроосаждение металлов и сплавов. – №4. – 2018. – С. 4–12. DOI: 10.47188/0869-5326_2018_26_4_4
29. Gomez E. Microstructure of soft magnetic Co-Mo alloy obtained by electrodeposition seed layer / Silicon substrate / E. Gomes, E. Pellicer, E. Walles // Electrochemistry Communications. – 2004. – Vol. 6. – P. 853–859.
30. The effect of electroposition conditions and post-annealing on nanostructure of Co-W coatings / N. Tsynsaru, H. Cesiulis, A. Budreika and etc. // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 206. – P. 4262–4369.
31. Doten M. Electrodeposition of amorphous, nanocrystalline and polycrystalline Ni-Mo alloys from pyrophosphate baths / M. Doten, H. Cesiulis, Z. Stojek // Electrochimica Acta. – 2005. – Vol. 50. – P. 1405–1412.
32. Исследование гибридных материалов для электрохимической энергетики, полученных с применением переменного асимметричного тока / А. В. Храменкова, А. И. Изварин, О. А. Финаева, Е. А. Яценко // Электроосаждение металлов и сплавов. – № 2. – 2021. – С. 34–43. DOI: 10.47188/0869-5326_2021_29_2_34
33. О влиянии параметров электрического режима и условий массопереноса на толщину и хим. состав чередующихся слоев многослойных нанопроволок / С. С. Кругликов, Т. Г. Царькова. О. И. Воробьева и др. // Электроосаждение металлов и сплавов. – № 2. – 2020. – С. 65–73. DOI: 10.47188/0869-5326_2020_28_2_65
34. Романова А. В. Структура и свойства металлических расплавов. Металлы, электроны, решетка / Романова А. В. – К. : Наукова думка. – 1975. – С. 168–203.
35. <https://sketchfab.com/3d-model/dendritic-crystallization-front>

Одержано 06.12.2021

© Мазур В. І.¹, Пінчук С. Й.²

¹ Д-р техн. наук, професор Національного технічного університету України
КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ, Україна

² Д-р техн. наук, професор Національної металургійної академії України, м. Дніпро, Україна

Mazur V., Pinchuk S. On the prospects for the founding of the phenomenological theory of crystal growth during electrocrystallization

МЕТОД ТЕХНІКО-ТЕХНОЛОГІЧНОГО АНАЛІЗУ АВТОМОБІЛІВ З УРАХУВАННЯМ ЕВОЛЮЦІЇ ЇХ КОНСТРУКТИВНИХ ПАРАМЕТРІВ

Вступ

Особливістю довгострокового вибору автомобільного рухомого складу є відповідність цього вибору концепції збереження енергії та ресурсів [1]. Сучасний етап розвитку світового ринку автотранспортних засобів характеризується збільшенням різноманіття пропонованих видів та різновидів конструкцій, які формуються на основі різних концепцій у різних країнах світу [2]. Провідні автомобільні виробники пропонують під індивідуальні замовлення у кожному сегменті ринку кілька десятків різновидів конструкцій транспортних засобів. У зв'язку з великим різноманіттям модифікацій, які пропонуються, та тенденцією уніфікації параметрів конструкцій автомобілів на стадії придбання рухомого складу постає задача обґрунтування споживчих переваг стосовно конструкції автотранспортних засобів, які відповідають техніко-технологічним перевагам перевізника. Таке обґрунтування повинно відповідати задачі експлуатаційної оптимізації споживчої властивості автомобіля як науково-технічного товару та концепції технологічного енерго- та ресурсозбереження.

Висока енергоемність різних галузей господарства (в тому числі й автотранспортної системи) України продовжує залишатися найважливішим чинником, що істотно стримує підвищення конкурентоспроможності економіки держави [3]. Враховуючи подорожчання енергетичних і технічних ресурсів транспорту, автотранспортні підприємства повинні займатися вирішенням комплексних задач, виходячи з точки зору не лише організації перевезень при мінімальних витратах, а й технологій перевезень, що забезпечують економію паливно-енергетичних ресурсів у натуральних одиницях [1]. За таких умов необхідні нові наукові підходи до вибору і обґрунтування конструкції автотранспортних засобів на основі концепції збереження енергії та ресурсів. Вони повинні бути засновані на принципах підвищення транспортно-технологічної якості перевезень. Для оцінки цієї якості можуть використовуватися показники енергетичної ефективності та результативності технологічних впливів [2]. У даній роботі відповідне дослідження виконано для сегменту автопоїздів.

Аналіз досліджень і публікацій

Існуючі методи визначення ефективності функціонування автомобілів (автопоїздів) засновані на критеріях противитратної ефективності доставки вантажів, які мають низку недоліків. По-перше, в них не враховується комплекс властивостей автотранспортного засобу як носія технічних ресурсів транспорту, прояви яких обумовлюють формування енергетичних процесів перетворення ресурсів і створення фізичного продукту транспорту [4]. По-друге, в теоріях транспортного процесу [5] та економіки транспорту [6] замість багатоетапного процесу перетворення технологічних ресурсів здебільшого розглядається простий акт перенесення їх вартості на витрати. По-третє, вимірник облікової транспортної роботи (тонно-кілометр) не має належної фізичної суті, оскільки відбиває лише функціонування автомобіля як перевізного засобу (у розрахунковій схемі транспортного циклу транспортний засіб зазвичай вважається саморушним кузовом).

У зв'язку з вищезазначеним, в сучасних умовах розвитку ринку автотранспортних послуг виникає необхідність пошуку інших критеріїв для оцінки роботи рухомого складу, які повинні враховувати функціонування автопоїзда як носія технічних ресурсів транспорту (рис. 1). На рис. 1 прийнято наступні позначення: СМ – складна машина; ОУР – об'єкт управління рухом; ПЗ – перевізний засіб; ОТО – об'єкт технічного обслуговування; ЗТВ – знаряддя технологічних впливів; МОППР – матеріальна основа процесів перетворення ресурсів; ТКТ – технологічний капітал транспорту.

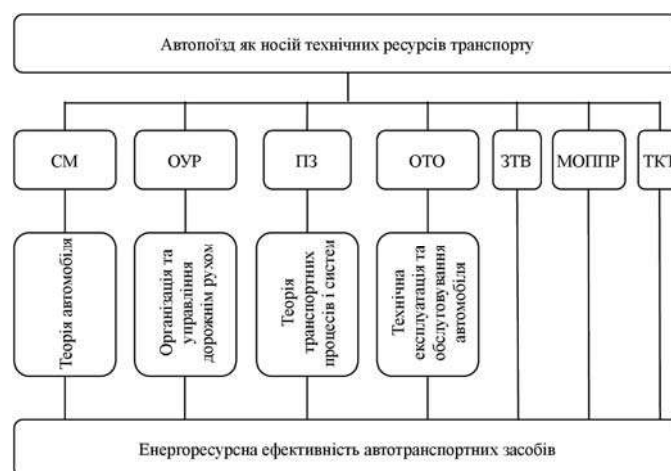


Рис. 1. Схема функціонування автопоїзда як носія технічних ресурсів транспорту

Таким чином, існуючі науково-методичні підходи, загальнопоширені навчальні дисципліни та їх розділи вивчають окремі сторони функціонування транспортних засобів. Закономірності функціонування автомобіля як складної машини розглядаються в теорії автомобіля [7]; управління автомобілем як засобом перевезень описується в теорії транспортних процесів і систем [5]. Для оцінки ефективності автомобіля як носія технічних ресурсів транспорту доцільно використовувати енергетично нормалізовані схеми і математичні моделі теорії енергоресурсної ефективності автомобіля, розвинутої в роботах Хабутдінова Р. А. [1]. Слід відзначити, що поняття «енергоресурсна ефективність» відбиває енергетичну результативність автомобіля як носія технічних ресурсів транспорту у рухових операціях з урахуванням прояву комплексу його властивостей, представлених на рис. 1.

Викладення основного матеріалу дослідження

Операції руху автотransпортного засобу здійснюються у складній підсистемі «Термінал-Автомобіль-Водій-Дорога-Транспортний потік». У цій підсистемі витрачається 95 % енергії, 100 % технічних та трудових ресурсів. Теорія транспортних процесів і систем [5] враховує лише одну ланку цієї підсистеми – «Термінал-Автомобіль». За таких умов неможливо всебічно аналізувати споживання енергії та ресурсів.

Для довгострокового формування високотехнологічних схем ресурсозберігаючого відтворення транспортних послуг необхідні методи раціоналізації машинного змісту транспортних технологій з урахуванням реалізації складних функцій автопоїзда як носія технічних ресурсів транспорту. Ці функції обумовлюються його виробничо-технологічними властивостями, які проявляються в рухових операціях: динамічність, адаптивність, енерговитратність, продуктивність, транспортно-технологічна результативність, транспортна продуктивність. Сукупність цих властивостей і конструктивних особливостей автотransпортного засобу, що забезпечують придатність його конструкції до енергоресурсної економізації технологій перевезень, називають транспортно-технологічною якістю автомобіля.

Для підвищення технологічної результативності рухомого складу конструктивні параметри автопоїзда повинні забезпечувати оптимальність показника енергетичної результативності технологічних впливів TB на вантажі [4]. Цей показник є проміжним на етапі визначення енергетичної ефективності транспортного засобу, але він дозволяє аналізувати результативність технологічних впливів, які складають сутність транспортних технологій.

Таким чином, показник TB необхідно враховувати у комплексі з показником енергетичної ефективності. У багатofазовій операції руху автомобіля цей показник визначається як для окремих його фаз (TB_i), так і для тестового циклу в цілому (TBC):

$$TB_i = \frac{q\gamma_{cm} l_i}{P_{mi} t_i^2} \rightarrow opt, i = \overline{1, n}, \quad (1)$$

де $q\gamma_{cm}$ – вантажопідйомність автомобіля (кг) та коефіцієнт її використання;

n – кількість фаз в операції руху;

l_i – довжина пробігу автомобіля у i -й фазі операції, м;

P_{mi} – середня сила тяги автомобіля у i -й фазі операції, Н;

t_i – час руху автомобіля у i -й фазі операції, с;

$$TBC = \sum_{i=1}^n TB_i \cdot m_i, \quad (2)$$

де m_i – частка пробігу автомобіля у i -й фазі операції циклу.

$$TB_r = \frac{\sum_{i=1}^n TB_i \cdot l_i}{\sum_{i=1}^n l_i} \rightarrow opt. \quad (3)$$

Результати дослідження і їх обговорення

Значення питомої витрати палива двигуном g_n при максимальній потужності характеризує його паливну економічність [7]. Величина g_n залежить від типу двигуна і виду палива. Стратегія підвищення паливної економічності автомобіля при його проектуванні полягає в забезпеченні умови $g_n \rightarrow min$. Чим меншим є g_n , тим вищим є вартість двигуна, що сягає до 40 % вартості автопоїзда [9]. Однак автотransпортні засоби порівняно рідко працюють при повному навантаженні двигуна і мають достатньо великі запаси потужності.

Аналізуючи вплив питомої витрати палива двигуном g_n на показники результативності технологічного впливу автомобіля встановлено, що при збільшенні значень g_n в діапазоні 187–283 г/(кВт·год) відбувається збільшення показника технологічного впливу (рис. 2). Чим вищою є передача, тим більшим є вплив величини g_n на приріст значення показника технологічного впливу TB . Криві 5 (TBr) і 7 (TBm) характеризують рівномірний

Таким чином, існуючі науково-методичні підходи, загальнопоширені навчальні дисципліни та їх розділи вивчають окремі сторони функціонування транспортних засобів. Закономірності функціонування автомобіля як складної машини розглядаються в теорії автомобіля [7]; управління автомобілем як засобом перевезень описується в теорії транспортних процесів і систем [5]. Для оцінки ефективності автомобіля як носія технічних ресурсів транспорту доцільно використовувати енергетично нормалізовані схеми і математичні моделі теорії енергоресурсної ефективності автомобіля, розвинутої в роботах Хабутдінова Р. А. [1]. Слід відзначити, що поняття «енергоресурсна ефективність» відбиває енергетичну результативність автомобіля як носія технічних ресурсів транспорту у рухових операціях з урахуванням прояву комплексу його властивостей, представлених на рис. 1.

Викладення основного матеріалу дослідження

Операції руху автотранспортного засобу здійснюються у складній підсистемі «Термінал-Автомобіль-Водій-Дорога-Транспортний потік». У цій підсистемі витрачається 95 % енергії, 100 % технічних та трудових ресурсів. Теорія транспортних процесів і систем [5] враховує лише одну ланку цієї підсистеми – «Термінал-Автомобіль». За таких умов неможливо всебічно аналізувати споживання енергії та ресурсів.

Для довгострокового формування високотехнологічних схем ресурсозберігаючого відтворення транспортних послуг необхідні методи раціоналізації машинного змісту транспортних технологій з урахуванням реалізації складних функцій автопоїзда як носія технічних ресурсів транспорту. Ці функції обумовлюються його виробничо-технологічними властивостями, які проявляються в рухових операціях: динамічність, адаптивність, енерговитратність, продуктивність, транспортно-технологічна результативність, транспортна продуктивність. Сукупність цих властивостей і конструктивних особливостей автотранспортного засобу, що забезпечують придатність його конструкції до енергоресурсної економізації технологій перевезень, називають транспортно-технологічною якістю автомобіля.

Для підвищення технологічної результативності рухомого складу конструктивні параметри автопоїзда повинні забезпечувати оптимальність показника енергетичної результативності технологічних впливів TB на вантажі [4]. Цей показник є проміжним на етапі визначення енергетичної ефективності транспортного засобу, але він дозволяє аналізувати результативність технологічних впливів, які складають сутність транспортних технологій.

Таким чином, показник TB необхідно враховувати у комплексі з показником енергетичної ефективності. У багатофазовій операції руху автомобіля цей показник визначається як для окремих його фаз (TB_i), так і для тестового циклу в цілому (TBC):

$$TB_i = \frac{q\gamma_{cm}l_i}{P_{mi}t_i^2} \rightarrow opt, i = \overline{1, n}, \quad (1)$$

де $q\gamma_{cm}$ – вантажопідйомність автомобіля (кг) та коефіцієнт її використання;

n – кількість фаз в операції руху;

l_i – довжина пробігу автомобіля у i -й фазі операції, м;

P_{mi} – середня сила тяги автомобіля у i -й фазі операції, Н;

t_i – час руху автомобіля у i -й фазі операції, с;

$$TBC = \sum_{i=1}^n TB_i \cdot m_i, \quad (2)$$

де m_i – частка пробігу автомобіля у i -й фазі операції циклу.

$$TB_r = \frac{\sum_{i=1}^n TB_i \cdot l_i}{\sum_{i=1}^n l_i} \rightarrow opt. \quad (3)$$

Результати дослідження і їх обговорення

Значення питомої витрати палива двигуном g_n при максимальній потужності характеризує його паливну економічність [7]. Величина g_n залежить від типу двигуна і виду палива. Стратегія підвищення паливної економічності автомобіля при його проектуванні полягає в забезпеченні умови $g_n \rightarrow min$. Чим меншим є g_n , тим вищим є вартість двигуна, що сягає до 40 % вартості автопоїзда [9]. Однак автотранспортні засоби порівняно рідко працюють при повному навантаженні двигуна і мають достатньо великі запаси потужності.

Аналізуючи вплив питомої витрати палива двигуном g_n на показники результативності технологічного впливу автомобіля встановлено, що при збільшенні значень g_n в діапазоні 187–283 г/(кВт·год) відбувається збільшення показника технологічного впливу (рис. 2). Чим вищою є передача, тим більшим є вплив величини g_n на приріст значення показника технологічного впливу TB . Криві 5 (TBr) і 7 (TBm) характеризують рівномірний

рух автопоїзда при швидкостях $V_r = 3$ м/с, $V_m = 14$ м/с. Крім того, збільшення g_n призводить до нелінійного зростання середньозваженого значення TBC .

Таблиця 1 – Технічні характеристики автопоїзда VOLVO FH-12 + FRUEHAUF DSND-32

Показник	Значення
1. Вантажопідйомність, кг	20000
2. Коефіцієнт використання вантажопідйомності	1
3. Повна маса автопоїзда, кг	34000
4. Частота обертання колінчастого валу при максимальному крутному моменті, об./хв.	2260
5. Частота обертання колінчастого валу при максимальній потужності, об./хв.	1800
6. Передаточне число головної передачі	2,85
7. Висота, ширина, м	3,5; 2,5
8. Максимальна потужність двигуна, к.с.	480
9. Радіус колеса, м	0,57
10. Питома потужність двигуна, г/(кВт·год)	234

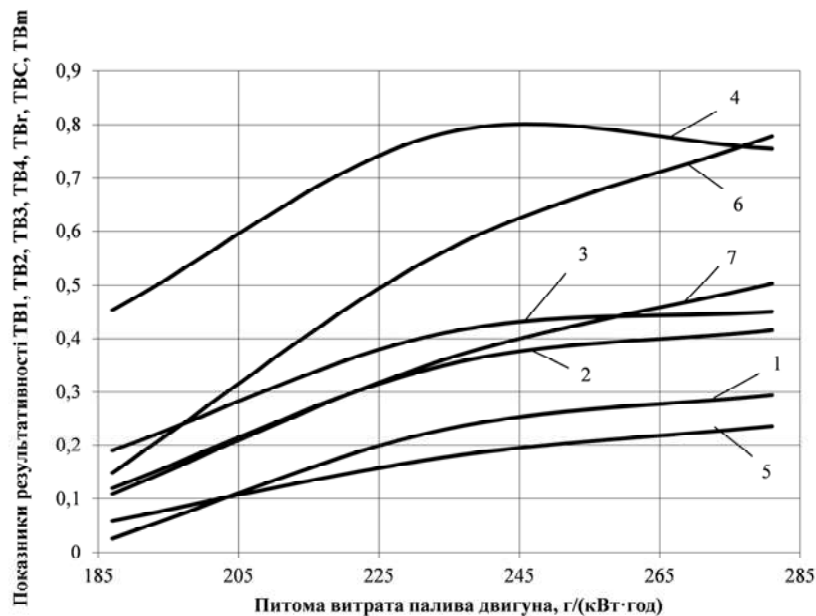


Рис. 2. Графік залежності показників результативності технологічного впливу автопоїзда VOLVO FH-12 + FRUEHAUF DSND-32 від питомої витрати палива двигуна g_n :
1 – $TB1$, 2 – $TB2$, 3 – $TB3$, 4 – $TB4$, 5 – TBr , 6 – TBC , 7 – TBm

Висновки

1. Запропоновано розрахункові схеми і математичні моделі для оцінки показника транспортно-технологічної якості автомобіля, які дозволяють аналізувати придатність його конструкції до забезпечення енергозберігаючих технологій автомобільних перевезень.

2. Сукупність методів удосконалення техніко-експлуатаційних та споживчих властивостей автомобіля дозволяє реалізувати наукову ідею технологічної концепції розвитку автотранспортної системи. Ця ідея виражається в необхідності комплексної енергетичної раціоналізації трьох факторів відтворення транспортних послуг: результативності технологічних впливів автотранспортних засобів на вантажі, процесів використання технологічних ресурсів транспорту, зміни конструктивних параметрів автомобілів у часі.

Список літератури

- Хабутдінов Р. А. Енергоресурсна ефективність автомобіля / Р. А. Хабутдінов, О. Я. Коцюк. – К. : УТУ, 1997. – 137 с.
- Хабутдінов Р. А. Методи моніторингу енергетичної ефективності автопоїздів / Р. А. Хабутдінов, І. В. Хмельов // Вісник Національного транспортного університету. – К. : НТУ, 2006. – Випуск 11. – С. 6–10.

3. Мельник А. Н. Повышение энергетической эффективности производства как важнейшее направление развития отечественной экономики / А. Н. Мельник // Проблемы теории и практики управления. – 2010. – № 12. – С. 8–17.

4. Хмельов І. В. Методика аналізу транспортно-технологічної якості автопоїздів за енергетичним критерієм / І. В. Хмельов // Вісник Національного транспортного університету. – 2011. – № 24. – Ч. 2. – С. 243–2465. Горев А. Э. Грузовые автомобильные перевозки / А. Э. Горев. – М. : Академия, 2004. – 288 с.

6. Основи економіки транспорту : Підручник / [Щелкунов В. І., Кулаєв Ю. Ф., Зайончик Л. Г. та ін.]. – К. : Кондор, 2011. – 392 с.

7. Вахламов В.К. Подвижной состав автомобильного транспорта. – М. : Издательский центр «Академия», 2003. – 480 с.

8. Хмельов І. В. Підвищення енергоресурсної ефективності вантажних міжнародних автомобільних перевезень : дис. ... канд. техн. наук : 05.22.01 / Хмельов Ігор Володимирович. – К. : Національний транспортний університет, 2009. – 190 с.

9. Матанцева О. Ю. Вопросы финансовой устойчивости автотранспортного бизнеса / О. Ю. Матанцева. – М. : НИИАТ, 2002. – 136 с.

Одержано 03.11.2021

© Хмельов І. В.¹, Процик О. П.², Даниленко І. В.³

¹ Канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Транспортні технології»,

² Канд. техн. наук, доцент, доцент кафедри «Транспортні технології»,

³ Аспірант кафедри «Транспортні технології»;

Національний транспортний університет, м. Київ Україна

Khmelov I., Protsyk O., Danylenko I. The method of technical and technological automobile analysis considering the evolution of design parameters

ВПРОВАДЖЕННЯ ДИДАКТИЧНОГО МЕТОДУ МОДЕЛЮВАННЯ В ОСВІТНІЙ ПРОЦЕС З ФІЗИКИ: ПРАКТИЧНИЙ АСПЕКТ

Вступ

В результаті науково-технічних досліджень, розвитку технологій відбувається природний процес вдосконалення фахових знань, умінь, навичок, компетентностей спеціаліста певної галузі знань. Фізичні знання (поняття, явища, закони, закономірності, теорії) – це каркас в умовах підготовки майбутніх інженерів. Освітня діяльність майбутніх інженерних кадрів і в профільній школі, і в ЗВО підпорядковується свідомому опануванню цим каркасом, який виступає базою для засвоєння технічних та спеціальних дисциплін інженерної спеціальності. Однією із фахових компетентностей [12], якою оволодівають майбутні інженери в процесі освітньої діяльності – це здатність щодо аналізу матеріалів, конструкцій та процесів на основі законів, теорій та методів математики, природничих наук і прикладної механіки. Для встановлення закономірностей, законів будь-яка наука для пізнання застосовує різні методи. А для формування компетентностей необхідних майбутнім фахівцям щодо здійснення своєї професійної діяльності викладачі, зокрема, з дисципліни «фізики» застосовують різноманітні дидактичні методи в умовах здійснення освітнього процесу. Ні в кого не викликає сумнівів в тому, що практичне спрямування навчання фізики сприяє поглибленню теоретичних знань майбутніх інженерів та реалізується в результаті інтеграції фізичних і фахових знань. Реалізувати це досить важливе завдання доцільно, на наш погляд, шляхом впровадження такого дидактичного методу, як дидактичний метод моделювання реальних фахових об'єктів в освітньому процесі з фізики.

Аналіз досліджень та публікацій

Відомо, що для встановлення закономірностей, законів будь-яка наука для пізнання застосовує метод моделювання. Свого часу були розроблені різні фізичні моделі, а саме: математичний маятник, фізичний маятник, гармонічний осцилятор, матеріальна точка, абсолютно тверде тіло, абсолютно пружне тіло, абсолютно чорне тіло, ідеальний газ тощо. Завдяки зазначеним вище моделям вивчались існуючі та не існуючі об'єкти, явища, процеси, будувались теорії. Моделювання фізичних процесів розглядають як один із компонентів методології фізики. Методологічну основу моделювання фізичних процесів складають праці видатних вчених, а саме:

- в галузі фізики Н. Бора, Луї де Бройля, П. Дірака, А. Ф. Іоффе, М. О. Маркова, Р. Фейнмана, Я. І. Френкеля, А. Ейнштейна та інших;
- в галузі фахових знань 13 «Механічна інженерія» П. М. Аксьонова., А. І. Горського, В. Ю. Ольшанецького; Сосненко М.М. та інших;
- в галузі дидактики фізики А. М. Андрєєва, О. І. Бугайова, С. У. Гончаренка, О. І. Іваницького, Е. В. Коршака, С. Є. Каменецького, О. І. Ляшенка, А. І. Павленка, В. Г. Разумовського, О. В. Сергєєва, Є. П. Соколова та інших;
- в працях психологів К. Н. Волкова, Л. С. Виготського, Л. М. Фридмана та інших.

Отже, аналіз наукових джерел, аналіз нормативно-правової документації в сфері освіти, порівняння, узагальнення теоретико-прикладних аспектів відповідно даної теми статті свідчить про те, що проблемі моделювання присвячено велика кількість різноманітних досліджень в різних галузях знань і дидактика в цьому не є винятком. Необхідно також відмітити, що для підготовки майбутніх інженерів певної галузі знань питання інтеграції фахових знань і, зокрема, моделювання реальних фахових об'єктів в освітньому процесі з дисципліни «фізика» в дидактиці фізики вимагає ще подальшого дослідження. І даний аспект дидактики ми пов'язуємо, насамперед, із удосконаленням дидактичного методу - методу моделювання в контексті фахового спрямування освітнього процесу майбутніх інженерів з дисципліни «фізика».

Мета роботи

Розглянути практичний аспект впровадження дидактичного методу – методу моделювання для забезпечення практичної спрямованості освітнього процесу з дисципліни «фізика», поглиблення теоретичних знань майбутніх інженерів в контексті їх фахової підготовки для галузі знань 13 «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти.

Виклад основного матеріалу дослідження та аналіз отриманих результатів

В методиці фізики метод моделювання – один із загальноприйнятих дидактичних методів. Згідно визначеної мети дослідження з'ясуємо місце дидактичного методу моделювання в освітньому процесі з дисципліни «фізика», можливі певні шляхи та деякі аспекти методики його впровадження в систему навчання майбутніх інженерів.

1. Місце дидактичного методу моделювання в освітньому процесі з фізики варто розглядати в аспекті практичної спрямованості освітнього процесу з фізики з метою поглиблення теоретичних фахових та фізичних знань майбутніх інженерів.

2. Шляхи впровадження дидактичного методу моделювання в освітній процес з фізики.

Дидактичний метод моделювання в освітній процес з фізики в умовах підготовки майбутніх інженерів доцільно впровадити шляхом інтеграції фахових та фізичних знань.

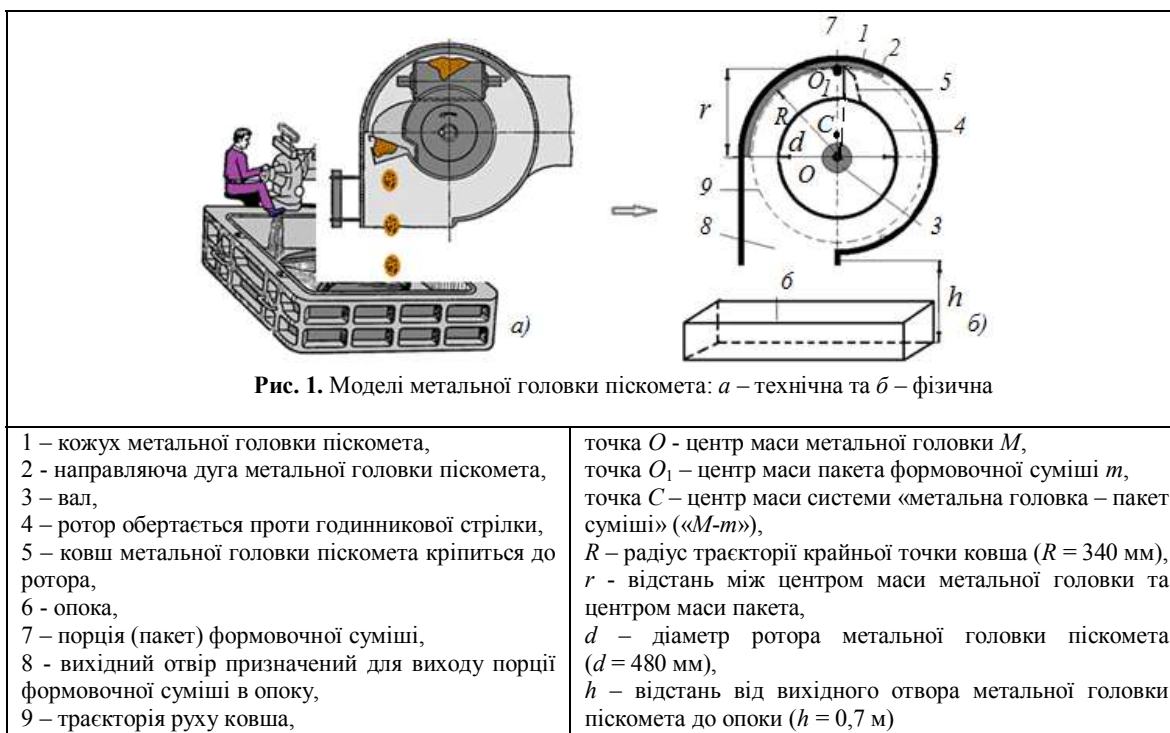
3. Методика впровадження дидактичного методу моделювання в освітній процес з фізики розглядає декілька етапів: визначення мети створення моделі, аналіз існуючих моделей, створення відповідної фізичної моделі, вивчення моделі шляхом розв'язання компетентісно-орієнтованих задач, інтерпретація результату розв'язаних компетентісно-орієнтованих задач, висновок щодо адекватності запропонованої фізичної моделі.

Термін «моделювання» [2, 6, 10, 13] походить від французького слова «modele», тобто зразок. Для створення фізичної моделі між фаховими та фізичними знаннями визначають певні подібності, спільні якості між об'єктами, один з яких називають оригіналом, а інший спеціально створений – моделлю. В процесі логічних операцій роботи мозку відбувається співставлення таких понять, як «абстракція», «оригінал», «модель», «моделювання».

На прикладі технічного об'єкта (метальної головки піскомета) можна усвідомити, наприклад, фізичні знання щодо центру маси системи, енергії, моменту інерції під час обертального руху в контексті інтеграції фахових знань щодо обладнання для виготовлення формувальних та стрижньових сумішей. В процесі моделювання відбувається відтворення технічних характеристик оригіналу – реального технічного об'єкта щодо метальної головки піскомета на іншому об'єкті – моделі метальної головки піскомета.

Оригінал метальної головки піскомета в навчальній технічній літературі [1, 2, 6, 9, 11] подають у вигляді функціональної матеріальної моделі (див. рис. 1а), а на рисунку 1б на підставі абстракції для усвідомлення фізичних знань використовуємо образну функціонально-геометричну матеріальну модель. Обидві моделі дають можливість зрозуміти призначення, принцип роботи, процес роботи реального технічного об'єкта - головки піскометної машини, наприклад, з'ясувати закони обертального руху, знайти положення центру маси системи «метальна головка – пакет суміші» («М-т»), швидкість виходу порції суміші з отвору в опоку тощо.

Таблиця 1 – Характеристики щодо технічної та фізичної моделей метальної головки піскомета



В навчальній технічній літературі [3] для визначення сили тертя, що виникає між пакетом формовочної суміші та направляючою дугою, дослідження вимушених, згасаючих механічних коливань метальної головки піскомета на підставі абстракції, визначення положення центра маси C системи «метальна головка - пакет формовочної суміші» здійснюють наступне:

- оригінал (реальний технічний об'єкт - ковш метальної головки піскомета) подають у вигляді моделі «радіальний ковш»;
- оригінал (реальний технічний об'єкт - порцію формовочної суміші) розглядають у вигляді моделі під назвою «матеріальна точка», що рухається вздовж направляючої дуги.

Ми теж скористаємось даними моделями та на підставі абстракції розглянемо більш складні моделі, в яких пакет подамо, як кулю та куб. Покажемо, що в деяких випадках таке ускладнення моделі обгрунтоване, тому що дозволяє виявити нові ефекти. В інших випадках ускладнення моделі приведе лише до незначного

уточнення певних характеристик. Вивчення варіативних моделей «матеріальна точка», «куля» та «куб» та інтерпретацію результату здійснено в процесі розв’язання компетентнісно-орієнтованих задач [4, 5, 7, 8].

Зауваження!!! Більш складний рух порції суміші, який пов’язаний з її формою, з нахилом ковша, положенням точки виходу пакета суміші, напрямком його швидкості тощо не є предметом нашого дослідження. Означені питання будуть з’ясовані, як відомо, [1, 3, 9, 11] у подальшому навчанні майбутніх інженерів в процесі вивчення фахових дисциплін.

Задача 1. Визначити положення центру маси C системи «метальна головка - пакет формовочної суміші» (« $M - m$ ») відносно осі обертання, якщо розглядати пакет, як а) матеріальну точку, б) кулю, в) куб. Маса метальної головки – $M = 223$ кг, маса пакета формовочної суміші – $m = 0,222$ кг, густина суміші – 1600 кг/м³. Ковш метальної головки піскомета за хвилину повертається 1500 раз.

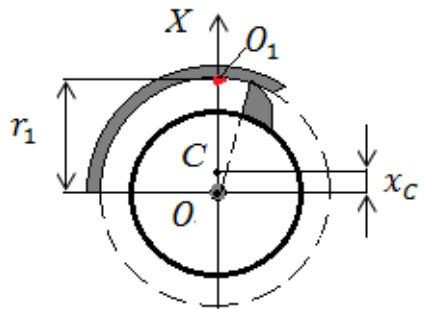
Зауваження!!! Моделі «куля» та «куб» будемо розглядати, як абсолютно тверді тіла.

Розв’язання. Проведемо пояснення щодо розрахунку положення центру маси C системи «метальна головка - пакет формовочної суміші», якщо розглядати пакет, як а) матеріальну точку, б) кулю, в) куб.

Порція формовочної суміші – модель «матеріальна точка»

Розглянемо пакет формовочної суміші, як модель «матеріальна точка» (див. рис. 2). Спрямуємо ось OX таким чином, як це прийнято в технічній фаховій літературі [2] - вздовж вертикального діаметра ротора метальної головки піскомета. І тоді характеристики моделі «матеріальна точка» подамо в таблиці 2.

Таблиця 2 – Оригінал - «пакет формовочної суміші», а модель - «матеріальна точка»

 <p>Рис. 2. Визначення положення центру маси системи «$M-m$» (пакет формовочної суміші - модель «матеріальна точка»)</p>	<p>Точка O – центр маси метальної головки масою M; точка O_1 – центр маси пакета формовочної суміші моделі «матеріальна точка» масою m; точка C – центр маси системи «метальна головка - пакет суміші»; $x_1 = 0$ – координата центру маси метальної головки піскомета, $r_1 = 340$ мм - відстань між центром маси метальної головки та центром маси пакета формовочної суміші, r_1 і є координатою центру маси моделі «матеріальна точка»; x_c дорівнює відстані між центром маси метальної головки та центром маси системи «$M-m$», x_c і є координатою центру маси системи «$M-m$»</p>
--	--

Для розрахунку координати центру маси C системи «метальна головка - пакет формовочної суміші» скористаємось відомою формулою щодо визначення положення центру маси системи (пакет формовочної суміші - модель «матеріальна точка»)

$$x_c = r_c = \frac{\sum_{i=1}^N m_i \cdot x_i}{\sum_{i=1}^N m_i} = \frac{x_1 \cdot M + r_1 \cdot m}{M + m} = \frac{m \cdot r_1}{M + m}.$$

Обчислимо положення центру маси означеної вище системи

$$x_c = r_c = \frac{0,222 \cdot 0,34}{223 + 0,222} = 0,000338(\text{м}) \approx 0,34(\text{мм}).$$

Порція формовочної суміші – модель «куля»

Розглянемо пакет формовочної суміші, як модель «куля» (див. рис. 3). На рис. 3 введені наступні позначення системи «метальна головка - пакет формовочної суміші» (див. табл. 3).

Для розрахунку положення центру маси C системи «метальна головка - пакет формовочної суміші» моделі - «куля» спочатку визначимо радіус кулі. Пам’ятаємо, що модель «куля» розглядаємо, як абсолютно тверде тіло. Врахуємо, що об’єм порції формовочної суміші моделі «куля» визначають за наступними формулами

$$V = \frac{m}{\rho}; \quad V = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3.$$

Таблиця 3 – Оригінал - «пакет формовочної суміші», а модель - «куля»

 <p>Рис. 3. Визначення положення центру мас системи «M-m» (пакет формовочної суміші - модель «куля»)</p>	<p>Точка O – центр маси металеві головки масою M; точка O_1 – центр маси пакета формовочної суміші моделі «куля» масою m; точка C – центр маси системи «M-m»; $x_1 = 0$ – координата центру маси металеві головки піскомета; x_c дорівнює відстані між центром маси металеві головки та центром маси системи «M-m», x_c і є координата центру маси моделі «куля»; $r_1 = 340$ мм - відстань між центром маси металеві головки та верхньої точки ковша; r_2 – відстань між центром маси металеві головки та центром маси пакета формовочної суміші моделі «куля»</p>
--	--

Тоді радіус кульки порції формовочної суміші дорівнює

$$r = \sqrt[3]{\frac{3m}{4\pi\rho}} = \sqrt[3]{\frac{3 \cdot 0,222}{4 \cdot 3,14 \cdot 1,6 \cdot 10^3}} = 0,032 \text{ (м)} = 3,2 \text{ см} .$$

Тепер визначимо відстань від осі обертання (точки O) до центру маси моделі «куля»

$$r_2 = r_1 - r_{\text{кульі}} = 0,34 - 0,032 = 0,308 \text{ (м)}.$$

Скористаємось тим, що координату центру маси системи визначають за відомою формулою

$$x_c = \frac{\sum_{i=1}^N m_i \cdot x_i}{\sum_{i=1}^N m_i} .$$

Застосуємо цю формулу для розрахунку координати центру маси C системи «метальна головка – пакет формовочної суміші» моделі «куля»

$$x_c = r_c = \frac{x_1 \cdot M + r_2 \cdot m}{M + m} = \frac{m \cdot r_2}{M + m} .$$

А тепер обчислимо координату центру маси системи «метальна головка - пакет суміші» моделі «куля»

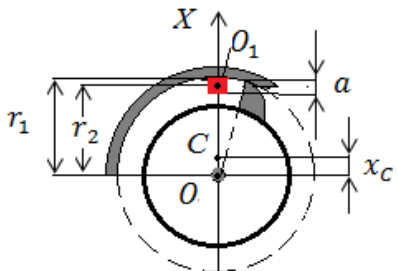
$$x_c = r_c = \frac{0,222 \cdot 0,308}{223 + 0,222} = 0,000306 \text{ (м)} \approx 0,306 \text{ (мм)}.$$

Порція формовочної суміші – модель «куб»

Розглянемо пакет формовочної суміші, як модель «куб» (див. рис. 4).

Спрямуємо ось OX вздовж вертикального діаметра ротора металеві головки піскомета і тоді будемо враховувати характеристики системи «метальна головка - пакет формовочної суміші», які подані в таблиці 4.

Таблиця 4 – Оригінал - «пакет формовочної суміші», а модель - «куб»

 <p>Рис. 4. Визначення положення центру мас системи «M-m» (пакет формовочної суміші - модель «куб»)</p>	<p>Точка O – центр маси металеві головки масою M; точка O_1 – центр маси пакета формовочної суміші моделі «куб» масою m; точка C – центр маси системи «метальна головка - пакет суміші»; $x_1 = 0$ – координата центру мас металеві головки піскомета; x_c дорівнює відстані між центром маси металеві головки та центром маси системи «M-m», x_c і є координатою центру маси моделі «M-m»; $r_1 = 340$ мм - відстань між центром маси металеві головки та верхньої точки ковша; r_2 - відстань між центром маси металеві головки та центром маси пакета формовочної суміші моделі «куб»</p>
---	--

Для розрахунку положення центру маси C системи «метальна головка - пакет формовочної суміші» моделі «куля» спочатку розрахуємо довжину сторони куба моделі «куб». Пам'ятаємо, що модель «куб» розглядаємо, як абсолютно тверде тіло

$$a = \sqrt[3]{V} = \sqrt[3]{\frac{m}{\rho}} = \sqrt[3]{\frac{0,222}{1600}} \approx 0,052 \text{ (м)}.$$

А тепер обчислимо відстань від осі обертання (точки O) до центру маси моделі «куб»

$$r_2 = r_1 - r_{\text{кулі}} = 0,34 - 0,052/2 = 0,314 \text{ (м)}.$$

Скористаємось тим, що координату центру мас системи визначають за відомою формулою

$$x_c = \frac{\sum_{i=1}^N m_i \cdot x_i}{\sum_{i=1}^N m_i}.$$

Обчислимо положення центру мас системи « $M - m$ » для нашого випадку

$$x_c = r_c = \frac{x_1 \cdot M + r_2 \cdot m}{M + m} = \frac{m \cdot r_2}{M + m} = \frac{0,222 \cdot 0,314}{223 + 0,222} \approx 0,312 \text{ (мм)}.$$

Відповідь: x_C «матер. точка» = 0,34 мм, x_C «куля» = 0,306 мм, x_C «куб» = 0,31 мм.

Задача 2. Більш точний розрахунок є подання пакета формовочної суміші як кульки, куба тощо. Порівняти на скільки відрізняється наш основний параметр – кінетична енергія в моделях «матеріальна точка», «куля» та «куб».

Пам'ятаємо, що моделі «куля» та «куб» будемо розглядати, як абсолютно тверді тіла.

Розв'язання. Кінетичну енергію моделей «матеріальна точка», «куля», «куб» будемо розраховувати за наступною формулою

$$E_k = \frac{J\omega^2}{2}.$$

Момент інерції порції формовочної суміші будемо визначати за формулою

$$J = J_0 + mr_2^2.$$

Порція формовочної суміші – модель «матеріальна точка»

Розглянемо пакет формовочної суміші, як модель «матеріальна точка».

Момент інерції порції формовочної суміші моделі «матеріальна точка» (див. рис. 2) дорівнює

$$J \text{ «матер. точка»} = mr^2 = 0,222 \cdot 0,34^2 = 0,02566 \approx 2,57 \cdot 10^{-2} \text{ (кг} \cdot \text{м}^2\text{)}.$$

Кутова швидкість обертання ротора метальної головки піскомета дорівнює

$$\omega = \frac{2\pi N}{t} = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 1500}{60} = 157 \text{ (рад/с)}.$$

Кінетична енергія моделі «матеріальна точка» дорівнює

$$E_k \text{ «матер. точка»} = \frac{J\omega^2}{2} = \frac{2,57 \cdot 10^{-2} \cdot 157^2}{2} = 316,29 \approx 316 \text{ (Дж)}.$$

Порції формовочної суміші – модель «куля».

Розглянемо пакет формовочної суміші, як модель «куля». Кутова швидкість обертання ротора метальної головки піскомета дорівнює 157 рад/с.

Момент інерції порції формовочної суміші моделі «куля» (див. рис. 3) дорівнює

$$J_{\text{«куля»}} = \frac{2}{5} \cdot m \cdot r_{\text{куля}}^2 + m \cdot r_2^2 = m \left(\frac{2}{5} r_{\text{куля}}^2 + r_2^2 \right),$$

$$J_{\text{«куля»}} = 0,222 \left(\frac{2}{5} 0,032^2 + 0,308^2 \right) = 2,115 \cdot 10^{-2} \text{ (кг} \cdot \text{м}^2) \approx 2,12 \cdot 10^{-2} \text{ (кг} \cdot \text{м}^2).$$

Кінетична енергія моделі «куля» дорівнює

$$E_{\text{к«куля»}} = \frac{J\omega^2}{2} = \frac{2,12 \cdot 10^{-2} \cdot 157^2}{2} = 261,13 \approx 261 \text{ (Дж)}.$$

Порція формовочної суміші – модель «куб».

Розглянемо пакет формовочної суміші, як модель «куб».

Момент інерції моделі «куб» (див. рис. 4) дорівнює

$$J_{\text{«куб»}} = m \left(\frac{1}{6} a^2 + r_2^2 \right) = 0,222 \left(\frac{1}{6} \cdot 0,052^2 + 0,314^2 \right) = 2,20 \cdot 10^{-2} \text{ (кг} \cdot \text{м}^2).$$

Кінетична енергія моделі «куб» дорівнює

$$E_{\text{к«куб»}} = \frac{J\omega^2}{2} = \frac{2,20 \cdot 10^{-2} \cdot 157^2}{2} = 271,14 \approx 271 \text{ (Дж)}.$$

Порівняємо на скільки відрізняється наш основний параметр кінетична енергія від того, що було розраховано в моделях «матеріальна точка», моделі «куля», моделі «куб»

$$\frac{E_{\text{к«куля»}}}{E_{\text{к«матер.точка»}}} = \frac{261,13}{316,29} = 0,826 \approx 0,83 \quad \text{та} \quad \frac{E_{\text{к«куб»}}}{E_{\text{к«матер.точка»}}} = \frac{271,14}{316,29} = 0,857 \approx 0,86.$$

Результати співвідношення між кінетичними енергіями моделей «матеріальна точка» - «куля» та «матеріальна точка» - «куб» подані в таблиці 5.

Таблиця 5 – Співвідношення між кінетичними енергіями моделей «матеріальна точка» - «куля» та «матеріальна точка» - «куб»

$E_{\text{к}}$, Дж	Модель			Модель		
	«матеріальна точка»	«куля»	«куб»	$\frac{E}{E_{\text{к«матер.точка»}}}$	«куля»	«куб»
	316	261	271		83 %	86 %

Відповідь: $E_{\text{к«куля»}} = 0,83 E_{\text{к«матер.точка»}}$, $E_{\text{к«куб»}} = 0,86 E_{\text{к«матер.точка»}}$.

Задача 3. Порівняти швидкості моделей «матеріальна точка», «куля» та «куб» під час виходу порції формовочної суміші з ротора в опоку.

Зауваження!!! Значенням кінетичної енергії для вище зазначених моделей можна скористатись з попередньої задачі. Швидкість моделі «технічний об'єкт» згідно технічної документації [9] становить 47,4 м/с.

Розв'язання. 1) Розрахуємо швидкість виходу порції формовочної суміші з ротора в опоку для моделі «матеріальна точка»

$$v_{\text{«матер.точка»}} = \sqrt{\frac{2E_{\text{к«матер.точка»}}}{m}} = \sqrt{\frac{2 \cdot 316}{0,222}} = 53,4 \text{ (м/с)},$$

швидкість виходу порції формовочної суміші з ротора в опоку для моделі «куля»

$$v_{\text{«куля»}} = \sqrt{\frac{2E_{\text{к«куля»}}}{m}} = \sqrt{\frac{2 \cdot 261}{0,222}} = 48,5 \text{ (м/с)},$$

швидкість виходу порції формовочної суміші з ротора в опоку для моделі «куб»

$$v_{\text{«куб»}} = \sqrt{\frac{2E_{\text{к«куб»}}}{m}} = \sqrt{\frac{2 \cdot 271}{0,222}} = 49,4 \text{ (м/с)}.$$

Таблиця 6 – Співвідношення між швидкостями моделей «технічний об’єкт» - «матеріальна точка», «технічний об’єкт» - «куля» та «технічний об’єкт» - «куб»

Технічна документація	Модель			Модель			
	«матеріальна точка»	«куля»	«куб»	Порівняння швидкостей	«матеріальна точка»	«куля»	«куб»
Швидкість «технічного об’єкта» 47,4 м/с	53,4 м/с	48,5 м/с	49,4 м/с	$\frac{v_{тех.об'єкт}}{v_{модель}}$	91 %	98 %	96 %

Отже, запропоновані варіативні фізичні моделі «матеріальна точка», «куля» та «куб» реального технічного об’єкта «порція формовочної суміші» є адекватними та створюють умови щодо забезпечення узгодженого поєднання фізичних та фахових знань майбутніх інженерів.

Висновки

1. В статті були розглянуті методичні засади щодо практичного впровадження дидактичного методу - методу моделювання в освітній процес з дисципліни «фізика» для фахової підготовки майбутніх інженерів галузі знань 13 «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти на прикладі металевий головки піскомета. З’ясовано яким чином компетентісно-орієнтовані фізичні задачі, забезпечують практичне спрямування навчання з дисципліни «фізика», сприяють поглибленню теоретичних знань майбутніх інженерів.

2. Удосконалено дидактичний метод моделювання. Метод моделювання моделювання було запропоновано розглядати в контексті фахового спрямування освітнього процесу майбутніх інженерів з дисципліни «фізика».

3. Розроблено та впроваджено в освітній процес з дисципліни «фізика» методику застосування методу моделювання в умовах інтеграції фізичних і фахових знань на прикладі змістовних модулів «Центр маси. Момент інерції. Енергія» та «Обладнання для виготовлення формувальних та стрижньових сумішей» відповідно.

4. Проведене дослідження не вичерпує всі аспекти впровадження дидактичного методу - методу моделювання в контексті фахової підготовки майбутніх інженерів.

5. Отримані результати можуть бути використані для збагачення освітнього процесу з дисципліни «фізика» щодо підвищення практичного спрямування навчання фізики з метою поглиблення теоретичних знань майбутніх інженерів.

Список літератури

1. Аксенов П. Н. Расчеты основных видов литейного оборудования / П. Н. Аксенов. – М. : Машгиз, 1947. – 99 с.
2. Аюпов В. В. Математическое моделирование технических систем : учебное пособие / В. В. Аюпов ; М-во с.-х. РФ, федеральное гос. бюджетное образов. учреждение высшего образования «Пермская гос. с.-х. акад. им. акад. Д. Н. Прянишникова». – Пермь : ИПЦ «Прокрость», 2017. – 242 с.
3. Горский А. И. Расчет машин и механизмов автоматических линий литейного производства / А. И. Горский. – М. : Машиностроение, 1978. – 551с.
4. Гуляева Л. В. Компетентно-орієнтовані задачі з фізики для підготовки майбутніх інженерів: практичний аспект / Л. В. Гуляева – Наукові записки. Серія : Проблеми методики фізико-математичної і технологічної освіти. – Кропивницький : РВВ ЦДПУ ім. В. Винниченка, 2020 – С. 56–63.
5. Гуляева Л. В. Роль фізики у фаховій підготовці майбутніх інженерів / Л. В. Гуляева, Т. В. Татарчук. – Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – № 2. – 2020. – С. 93–95.
6. Кубланов М. С. Математическое моделирование. Методология и методы разработки математических моделей механических систем и процессов. Часть I. Моделирование систем и процессов. Издание третье, переработанное и дополненное : учебное пособие.– М. : МГТУ ГА, 2004. – 108 с.
7. Ольшанецкий В. Ю. Фахове спрямування навчання з фізики майбутніх інженерів / В. Ю. Ольшанецкий, Л. В. Гуляева, Т. В. Татарчук // Integration of Education, Science and Business in the Modern Environment: Winter Debates: abstracts of the 1st International Scientific and Practical Internet Conference, February 6–7, 2020. – Dnipro, 2020. – Р. 2. – С. 485–490.
8. Ольшанецкий В. Ю. Развитие критичности мышления майбутніх інженерів / В. Ю. Ольшанецкий, Л. В. Гуляева, Д. В. Рудницький. // Global science and education in the modern realities ‘2020 : conference proceedings. – Seattle : KindleDP, 2020 – С. 363–367.
9. Пескометы формовочные. – [Електроний ресурс] – Режим доступу. <http://siblitmash.com/katalog/formovochnoe-oborudovanie/peskometry-formovochnye/>
10. Соколов С. П. Экзаменаційна фізика. Лекції: навчальний посібник [для студ. вищ. навч. закл.] : в 2-х т. / С. П. Соколов. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2009. – Т. 1. – 184 с.

11. Сосненко М. Н. Формовщик машинной формовки : учебник для техн. училищ. – 5-е изд., пераб. и доп. – М. : Высшая школа, 1980. – 199 с.

12. Стандарт вищої освіти України для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія,– [Електроний ресурс] – Режим доступу. –<https://mon.gov.ua/storage/app/media/vishcha-osvita/zatverdzeni%20standarty/12/21/136-metalurgiya-bakalavr.pdf>

13. Филосовский словарь / Под ред. И. Т. Фролова. – 5-е изд.- М. : Политиздат, 1987. – 590 с.

Одержано 03.11.2021

© Гуляєва Л. В.

Канд. пед. наук, доцент кафедри фізики, Національний університет «Запорізька політехніка»

м. Запоріжжя, Україна

**Gulyaeva L. Introduction of didactic method of modeling in the educational process in physics:
practical aspect**

ЗАЛЕЖНІСТЬ КРИТИЧНИХ ТЕМПЕРАТУР БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ВІД ЇХ АТОМНО-ФАЗОВОГО СТАНУ

Аналіз багатьох існуючих жароміцних нікелевих сплавів свідчить про те, що вони майже завжди мають дві основні фази: γ - твердий розчин (матриця) та зміцнювальну γ' - фазу на основі сполуки Ni_3Al або $Ni_3Ti(Nb)$. Компоненти обох фаз часто конкурують між собою або підсилюють вплив один одного на термічні властивості, тобто беруть участь в процесі кооперації сумісних дій. Часто можна розглядати дію цілої групи різноманітних атомів як узагальнений вплив «окремих» з них. Як показали виконані теоретичні та експериментальні дослідження з використанням сучасних аналітичних методів існує чіткий зв'язок між властивостями та атомно-структурними факторами з високим значенням коефіцієнта кореляції [1–4].

В роботах [5–7] авторами були запропоновані для отримання бажаних результатів спеціальні співвідношення $K\gamma'$ та $K\gamma$. При цьому на чисто інтуїтивному рівні було передбачено, що елементи матриці, при збільшенні їх кількості, підвищують температуру ліквідусу, а елементи γ' - утворюючі в значній мірі впливають на характеристики міцності, жароміцності та температуру кінця розчинення зміцнювальної фази.

Одночасна присутність кількох легувальних елементів в складі ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) надає більш ефективний вплив на жароміцність, ніж еквівалентна кількість одного елемента. В залежності від впливу на механізм зміцнення ливарних ЖНС, елементи можна класифікувати і розділити на такі основні групи: розчинно-дисперсійні зміцнювачі (Al, Ti, Ta, Hf); твердорозчинні зміцнювачі (Co, Cr, Mo, W, Re); карбідоутворювальні елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr); мікролегувальні елементи і домішки різного типу. Такий поділ є досить умовним, оскільки елементи-зміцнювачі можуть розчинятися не лише в γ - твердому розчині, а й в інтерметалідній γ' - фазі з утворенням сполуки типу $(Ni, Cr)_3(Al, Ti, Mo, W, Nd, Ta)$. Однак, автори вважають, що дотримуючись такої класифікації створюється більш цілісна картина.

Вважається, що оптимізація властивостей ливарних ЖНС полягає в підвищенні сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів, при збалансованому сумарному легуванні твердорозчинними зміцнювачами (однак їх внесок у зміцнення є значно меншим). Згідно термодинамічних позицій, залежність властивостей систем у двофазному рівноважному стані ($\gamma+\gamma'$ - фази) від концентраційних факторів створюють ефект кооперації (конкуренції). Тому для вільної енергії (G) у звичайному стані буде справедливо співвідношення:

$$G[T, P, N_{i,j}] = G_i^{\gamma'} \sum_i^{\gamma'} N_i + G_j^{\gamma} \sum_j^{\gamma} N_j + \dots, \quad (1)$$

де T – температура, К;

P – тиск, Па;

N_i, N_j – концентраційні (середньозважені) фактори присутніх у сплаві хімічних компонентів;

За умови рівноваги (P і $T = \text{const}$) у випадку двох основних фаз $G^{\gamma+\gamma'} = \min$ і рівність (1) перетворюється у вираз:

$$dG^{\gamma+\gamma'} = 0 = \left(\frac{\partial G}{\partial N_i} \right) \sum_i^{\gamma} N_i + \left(\frac{\partial G}{\partial N_j} \right) \sum_j^{\gamma} N_j = \mu_i^{\gamma'} \sum_i^{\gamma} N_i + \mu_j^{\gamma} \sum_j^{\gamma} N_j, \quad (2)$$

де $\mu_{i(j)}$ – парціальні хімічні потенціали.

Якщо вважати, що коефіцієнт термодинамічної активності компонентів наближено дорівнює 1, $\mu_0^{\gamma'+\kappa T} \ln \sum_i^{\gamma} N_i^{\gamma'} \cong \mu_0^{\gamma'+\kappa T} \ln \sum_j^{\gamma} N_j^{\gamma}$. Вважаючи, що $\Delta\mu_0 = \mu_0^{\gamma'} - \mu_0^{\gamma}$ достатньо мале і до того ж не залежне від концентрації, будемо мати:

$$\ln \sum_i^{\gamma} N_i^{\gamma'} - \ln \sum_j^{\gamma} N_j^{\gamma} \approx 0. \quad (3)$$

Звідси:

$$\frac{\sum_i^{\gamma} N_i^{\gamma'}}{\sum_j^{\gamma} N_j^{\gamma}} \approx 1. \quad (4)$$

З урахуванням масштабного фактору останнє рівняння має набуває наступного вигляду:

$$q \frac{\sum N_i^{\gamma'}}{\sum N_j^{\gamma}} > 1, \quad (5)$$

де q – масштабний фактор (≥ 1).

Тому, виходячи з вище наведених співвідношень, авторами були запропоновані відповідні залежності $K_{\gamma'}$ (формула 6) K_{γ} (формула 7), що враховують як конкуренцію, так і кооперацію різних груп елементів в ливарних ЖНС стан яких не є рівноважним:

$$K_{\gamma'} = 5 \frac{\sum (Al + Ti + Nb + Ta + Hf)}{\sum (Cr + W + Mo + Re + Co + Ru)}, \quad (6)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві.

У формулі (6) критерій q був спеціально підібраний для забезпечення найкращого співвідношення елементів згідно таких міркувань: γ' - утворювальні елементи забезпечують значно більший внесок (приблизно в 5 разів) в зміцнення сплаву (в наслідок зростання кількості зміцнювальної фази) [7].

Співвідношення K_{γ} (формула 7) використовується для визначення температури плавлення ливарних ЖНС. Оскільки при цих температурах основним фактором, який впливає на критичну температуру є процеси дифузії (швидкість якої залежить від твердорозчинних зміцнювачів) було запропоновано співвідношення, що враховує і цей процес:

$$K_{\gamma} = \frac{\sum (Cr + W + Mo + Re + Co + Ru)}{\sum (Al + Ti + Nb + Ta + Hf)}, \quad (7)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві, % мас.

Отримані залежності критичних температур від хімічного складу сплавів спрямованої кристалізації (ЖС32-ВІ, ЖС32Б-ВІ і ЖС32Е-ВІ) показали значні кореляційні залежності ($R^2 \geq 0,85$) які описуються залежностями параболічного типу (рис. 1).

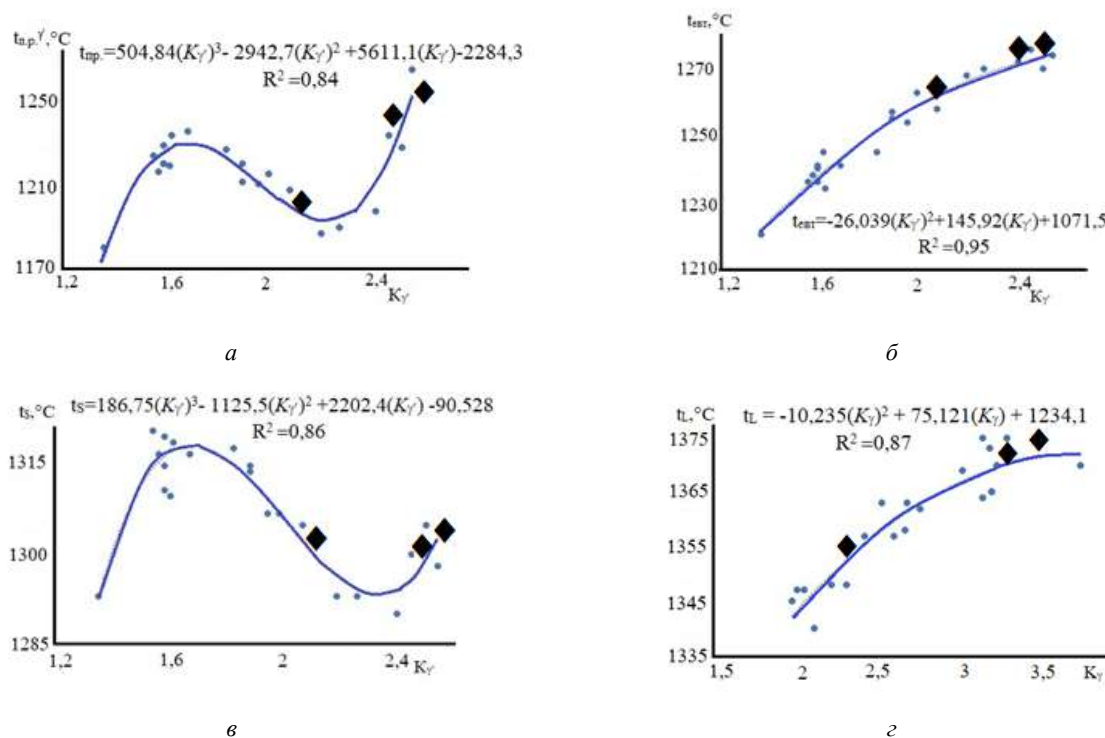


Рис. 1. Залежність критичних температур від співвідношення легувальних елементів в складі ЖНС: а – $t_{np} = f(K_{\gamma})$; б – $t_{ем} = f(K_{\gamma})$; в – $t_s = f(K_{\gamma})$; г – $t_L = f(K_{\gamma})$; (• – розрахункові значення; ♦ – експериментальні значення) [7]

Підвищення теплофізичних характеристик сплавів зі збільшенням параметра $K\gamma'$ зв'язується зі збільшенням легування сплавів як γ' - утворюювальними елементами, так і елементами, що знаходяться в γ - твердому розчині. Однак, при значенні $1,6 \dots 1,7 K\gamma'$, спостерігається зниження температур t_{np} і t_S , в наслідок особливості легування сплавів в даному інтервалі, а саме збільшення вмісту елементів, які класифікуються як γ - твердорозчинні зміцнювачі. При збільшенні значення $K\gamma'$ ($2,2 \dots 2,3$) спостерігається зростання температур t_{np} і t_S , що пов'язано зі зміною сил міжатомного зв'язку.

Розрахункові та експериментальні дані мають температурну похибку, яка не перебільшує 15°C . Отже, отримані математичні залежності дають можливість встановлювати розрахунковим методом теплофізичні характеристики, котрі залежать від системи легування сплавів, як при розробці нових складів ЖНС для спрямованої кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках їх марочного складу.

Список літератури

1. Симс Ч. Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок : в 2-х кн. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля ; пер. с англ. ; под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с. ; кн. 2. – 384 с.
2. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / С. Т. Кишкин, Г. Б. Строганов, А. В. Логунов. – М. : Машиностроение, 1987. – 112 с.
3. Hiroto Kitaguchi Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys/ Hiroto Kitaguchi. – Open access peer-reviewed chapter, 2012 – 210 p. <https://doi.org/10.5772/52011>
4. 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>
5. Glotka A. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii// International Journal of Materials Research. – 2021. – Vol. 112, N 10. – P. 794–799. <https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328>
6. Glotka A. A. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii// Archives of Metallurgy and Materials. – 2022. – Vol. 67, N 1. – P. 51–56. <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471>
7. Glotka A. A. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Acta metallurgica Slovaca. – 2021. – Vol. 27, N 2. – P. 68–71. <https://doi.org/10.36547/ams.27.2.813>

Одержано 06.12.2021

© Ольшанецкий В. Ю.¹, Глотка О. А.²

¹ Д-р техн. наук, професор, зав. кафедри фізичного матеріалознавства,

² Канд. техн. наук, доцент кафедри фізичного матеріалознавства;

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна

Ol'shanetskii V., Glotka O. Dependence of properties of multicomponent nickel alloys on atomic-phase state

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ СКЛАДУ БЕНЗИНОВОДОМЕТАНОЛЬНОЇ ПАЛИВНОЇ СУМІШІ НА ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНІ ПОКАЗНИКИ 4-ТАКТНОГО ДВЗ НА ЧАСТКОВОМУ РЕЖИМІ

Вступ

Додавання дистильованої води і метилового спирту (метанолу) до паливоповітряної суміші двигунів внутрішнього згорання (ДВЗ) часто використовується для додаткового охолодження двигуна і тимчасового підвищення його характеристик (форсажу). Цей спосіб набув широкого поширення на авіаційних двигунах під час Другої світової війни. Завдяки відносно великій теплоємності води при її додаванні охолоджується впускне повітря і елементи системи впуску, що дозволяє конструктивно підвищити ступінь стиснення без виникнення детонації. Це, а також збільшене октанове число спирту зменшує термічне навантаження на деталі двигуна. При згорянні паливо-повітряної суміші краплі води, що знаходяться в ній, скипають, при цьому утворюється пара, що збільшує індикаторний тиск в циліндрах.

Таким чином, впорскування дистильованої води і метанолу – це можливість віддалити момент появи детонації, що дозволяє підняти тиск в циліндрах і тим самим підвищити ККД двигуна. За умови світових тенденцій економії нафти та газу і жорстких екологічних вимог до ДВЗ, на думку багатьох вчених, використання спиртових палив є перспективним. Вирішення проблем, пов'язаних з прогресуючим зниженням розвіданих запасів нафти на Землі та необхідністю у підвищенні ефективних показників ДВЗ, вимагає нових зважених підходів, заснованих на використанні альтернативних видів палива та їх сумішей для роботи ДВЗ.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Науково-дослідні установи та моторобудівні підприємства багатьох країн світу вже кілька десятиліть проводять дослідження, спрямовані на покращення техніко-економічних показників ДВЗ і заміну традиційних рідких вуглеводневих палив, зокрема, спиртами [1].

До теперішнього часу роботи по впровадженню на автотранспорті спиртових палив постійно розширювалися і, якщо в початковий період вони проводилися переважно з метою підвищення потужності двигунів, то в подальшому набули більшого значення через можливу економію обмежених нафтових ресурсів і зниження негативного впливу відпрацьованих газів ДВЗ на навколишнє середовище [2]. Серед різних спиртів і їх сумішей найбільшого поширення в якості моторного палива отримали метанол і етанол.

Високі антидетонаційні якості визначають переважне використання спиртів у ДВЗ з примусовим (іскровим) запалюванням. При цьому при переведенні автомобілів на роботу на чистих спиртах (або на паливах із високим вмістом спирту) необхідно проводити ряд заходів: збільшення місткості паливного бака (для збереження міжзаправочного пробігу), збільшення ступеня стиснення двигуна до 12...15 з метою повного використання детонаційної стійкості палива, заміна окремих деталей на виготовлені з корозійностійких матеріалів, зміна регулювань системи живлення на більш високу витрату палива (відповідно до стехіометрії) і більшу ступінь збіднення суміші.

На автомобільному транспорті метиловий або деревинний спирт (метанол) спершу набув поширення на гоночних автомобілях завдяки високому октановому числу (понад 105 одиниць за дослідницьким методом) і низькій пожежонебезпеці. Метанол може використовуватися в чистому вигляді або у суміші з бензином (наприклад, паливо М85 – 85 % метанолу, 15 % бензину).

Об'ємна і масова енергоємність (теплота згорання) спиртів на 40...50 % нижче в порівнянні з бензином. Але при цьому теплопродуктивність спиртоповітряних і паливоповітряних сумішей при їх згоранні в ДВЗ відрізняється менш суттєво. Високе значення теплоти випаровування спирту сприяє покращенню наповнення циліндрів двигуна, зниженню його теплонавантаження, підвищенню повноти згорання спиртоповітряної суміші, що в результаті сприяє зростанню потужності двигуна на 10...15 % [2].

З енергетичної точки зору переваги спиртів полягають головним чином у високому ККД робочого процесу і високій детонаційній стійкості. Величина ККД спиртового двигуна вище бензинового у всьому діапазоні робочих сумішей, завдяки чому питома витрата енергії на одиницю потужності знижується.

Головним експлуатаційним недоліком спиртобензинової суміші є її підвищена схильність до розшарування при потраплянні до суміші води. Зі збільшенням її змісту на 0,01...0,02 % в бензинах, що містять 5...15 % метанолу, температура помутніння (розшарування) підвищується на 5...10 °С. Це змушує використовувати в їх складі спеціальні стабілізатори (складні спирти, сивушні масла і т.п.).

Поряд з позитивною екологічною ефективністю використання спиртових сумішей слід зазначити і такі негативні явища, як підвищені викиди альдегідів (для метанолу характерні викиди формальдегіду) і випаровування вуглеводневих сполук. Мінімальні викиди альдегідів відповідають стехіометричному складу

паливної суміші і зростають при її збідненні або збагаченні. В середньому викиди альдегідів при роботі на спиртах приблизно в 2...4 рази більші, ніж при роботі двигуна на бензині. Їх викиди знижуються при додавці до спиртів води (до 5 %) і присадок до палива (до 0,8 % аніліну), підігрівом повітря у системі впуску.

Численні дослідження показали принципову можливість застосування метанолу в якості добавки до бензину. Це підвищує октанове число паливної суміші, покращує процес згорання палива завдяки утворенню радикалів, що активують ланцюгові реакції окислення. В дослідженні [3], застосування метанолу в якості добавки до бензину позитивно впливає на зміни крутного моменту та ефективної потужності бензинового ДВЗ. Однак паливна економічність дещо знижується, в той же час екологічні показники продуктів згорання поліпшуються. При додаванні метанолу в малих кількостях (до 5 %) не виникає необхідності в зміні конструкції двигунів. При більшому вмісті метанолу в бензині вже потрібні конструктивні зміни двигунів і заміна матеріалів окремих деталей системи живлення.

Є значний досвід експлуатації автомобілів ЗІЛ-130 на бензині БМ-15 зі стабілізатором. Для забезпечення стабільності бензинів з метанолом при виробництві, зберіганні та застосуванні необхідно запобігати потраплянню в них води; використовувати стабілізуючі добавки; вводити метанол в бензин безпосередньо перед заправкою автомобіля [4].

Горючу суміш БМ необхідно збагачувати: для згорання 1 кг метанолу потрібно 6,7 кг повітря, а для згорання 1 кг бензину – 14,7 кг. У випадку інжекторного двигуна при використанні палива БМ необхідно перепрограмувати електронний блок керування, на карбюраторних двигунах достатньо зміни регулювань карбюратора гвинтами [5].

Наукові роботи щодо визначення впливу метанолу або метанолу з водою на техніко-економічні показники ДВЗ стосуються переважно експериментальних двигунів, налаштованих для отримання найкращих результатів. Результати досліджень щодо ефективності використання метанолу на серійних ДВЗ, в тому числі застарілих конструкцій, не пристосованих для цього, практично відсутні.

Мета і завдання дослідження

В роботі вирішуються наступні задачі:

- за допомогою програмного комплексу ДИЗЕЛЬ-РК визначити вплив добавки метанолу та води на ефективні показники бензинового ДВЗ з іскровим запалюванням;
- переобладнати ДВЗ з іскровим запалюванням для роботи на паливах «бензин-метанол-вода» різного складу та провести експериментальні дослідження;
- експериментально визначити вплив добавки метанолу та води (в різних пропорціях) на ефективні показники бензинового ДВЗ з іскровим запалюванням;
- визначити оптимальне співвідношення компонентів палива «бензин-метанол-вода» для двигуна ВА3-2101.

Матеріали та методи досліджень

Методика досліджень

Для визначення впливу складу бензино-метаноло-водяної паливної суміші на показники чотиритактного двигуна внутрішнього згорання підготовлено декілька сумішей з різною концентрацією компонентів.

Досліджувані концентрації водометанольної суміші:

- суміш А – 25 % метанолу та 75 % води;
- суміш Б – 50 % метанолу та 50 % води;
- суміш В – 75 % метанолу та 25 % води.

Досліджувані концентрації водометанольної суміші з бензином:

- А7,5 – 92,5 % бензину та 7,5 % суміші А;
- А15 – 85 % бензину та 15 % суміші А;
- Б7,5 – 92,5 % бензину та 7,5 % суміші Б;
- Б15 – 85 % бензину та 15 % суміші Б;
- В7,5 – 92,5 % бензину та 7,5 % суміші В;
- В15 – 85 % бензину та 15 % суміші В.

Об'ємний та масовий склад паливних сумішей «бензин-метанол-вода» наведено в таблиці 1.

Згідно до першої із задач дослідження, проведено тепловий розрахунок чотиритактного бензинового двигуна ВА3-2101 за допомогою програмного комплексу «ДИЗЕЛЬ-РК» [6]. За допомогою функції зміни палив задано властивості паливних сумішей відповідно до таблиці 1.

Таблиця 1 – Перелік досліджуваних сумішей та їх склад (Б – бензин, М – метанол, В – вода)

Паливо чи паливна суміш	Склад досліджуваної суміші у % (за об'ємом)			Склад досліджуваної суміші, г		
	Б	М	В	Б	М	В
Бензин	100	0	0	725	0	0
A7,5	92,5	1,875	5,625	671	14	56
A15	85	3,75	11,25	616	29	111
B7,5	92,5	3,75	3,75	671	29	37
B15	85	7,5	7,5	616	57	74
V7,5	92,5	5,625	1,875	671	43	19
V15	85	11,25	3,75	616	86	37

Згідно до поставленої задачі, проведено експериментальне дослідження впливу концентрації водометанольної суміші на техніко-економічні показники 4-тактного ДВЗ з іскровим запалюванням. Експерименти проводились на кафедрі двигунів внутрішнього згорання НУ «Запорізька політехніка» на навантажувальному випробувальному стенді. Об'єкт досліджень – двигун ВАЗ-2101 в комплектації «нетто» згідно до ГОСТ 14846-81 «Двигатели автомобильные. Методы стендовых испытаний». На час проведення експериментів двигун оснащено двокамерним карбюратором 2101-1107010 типу «Вебер». Базове паливо – бензин А-95-Євро5 ДСТУ 7687:2015 з октановим числом 95...96 одиниць. Мاستило в системі мащення 10W-40, охолоджуюча рідина – ТОСОЛ-А40. Проведено налаштування оптимального кута випередження запалювання, кількості та якості паливоповітряної суміші при роботі двигуна на бензині. Для різних паливних сумішей ці регулювання не змінювались.

Для проведення необхідного комплексу випробувань наявний двигун було модернізовано:

- до штатної системи впуску в корпус повітряного фільтра було встановлено дозатор для подачі дистильованої води в первинну камеру карбюратора;
- систему паливоподачі змінено так, щоб мати можливість оперативно змінювати мірні ємності з паливними сумішами різного складу.

Схема використаного способу подачі дистильованої води та метанолу з бензином до камери згорання наведена на рисунку 1.

При роботі двигуна бензин з метанолом, у вигляді суміші, подаються з паливної ємності 4 за допомогою насоса 7 через трубопровід 5 і фільтр 6 до поплавкової камери карбюратора 8. При наявності розрідження паливна суміш через жиклер та трубку розпилювача потрапляє в дифузор змішувальної камери 10, де в певній пропорції змішується з повітрям та краплями води. Повітря поступає з атмосфери через повітряний фільтр 9. Дистильована вода під атмосферним тиском з ємності 1 через дозатор 2 та голку 3 подається самопливом до камери 10. Утворена в карбюраторі горюча суміш по впускному трубопроводу 12 повз впускний клапан 11 потрапляє до камери згорання 13, де змішується із залишковими газами в циліндрі.

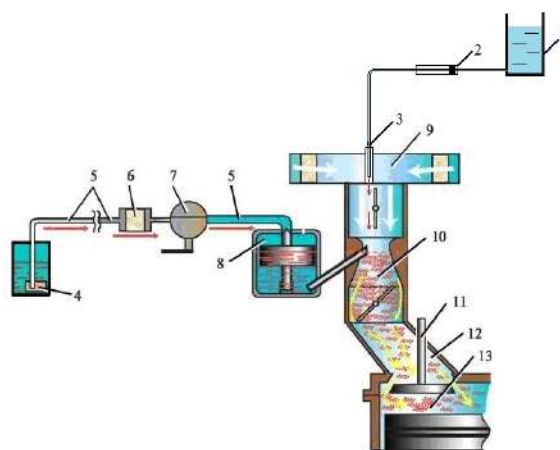


Рис. 1. Схема подачі дистильованої води та метанолу з бензином до карбюраторного ДВЗ:

- 1 – ємність з водою; 2 – дозатор подачі води; 3 – голка; 4 – паливна ємність; 5 – паливопровід;
 6 – фільтр очищення палива; 7 – паливний насос; 8 – поплавкова камера карбюратора; 9 – повітряний фільтр;
 10 – змішувальна камера карбюратора; 11 – впускний клапан; 12 – впускний трубопровід; 13 – камера згорання

Крутний момент з двигуна через зчеплення передається на індукторний гальмівний пристрій ІТ-22, який дозволяє створювати навантаження на двигун в широких межах. Джерелом струму для гальма є акумуляторна батарея та генератор двигуна.

Для порівняльної оцінки впливу складу паливної суміші на показники двигуна обрано швидкісну характеристику – графічну залежність основних показників його роботи (потужність N_e , крутний момент $M_{кр}$, годинна G_m та питома g_e витрата палива) від частоти обертання n при сталому положенні дросельної заслінки. Порядок зняття часткової швидкісної характеристики двигуна – згідно до ГОСТ 14846-81, обробка результатів – відповідно до [7].

Результати розрахунків

Для визначення впливу концентрації водометанольної суміші з бензином на робочий процес і техніко-економічні показники чотиритактного бензинового ДВЗ в програмному комплексі «ДИЗЕЛЬ-РК» проведено тепловий розрахунок двигуна ВА3-2101 на швидкісних режимах від холостого ходу до номінальних обертів (5600 хв^{-1}) з концентраціями досліджуваної суміші та бензину відповідно до таблиці 1. Результати розрахунків наведені в таблиці 2. Для ілюстрації результатів на рисунку 2 показано графіки потужності та крутного моменту двигуна при роботі на бензині і сумішах А7,5 та А15.

Таблиця 2 – Розрахункові показники двигуна ВА3-2101 на номінальному режимі при роботі на бензині та бензин-метанол-водяних сумішах різного складу

Показники ДВЗ	Бензин	Суміші з різним вмістом метанолу і води					
		А7,5	А15	Б7,5	Б15	В7,5	В15
Ефективна потужність, кВт	49,353	50,498	52,012	50,536	51,654	50,397	51,394
Крутний момент, Н·м	84,165	86,118	88,699	86,182	88,088	85,944	87,645
Циклова подача палива, мг	22,18	23,68	26,07	23,45	25,34	23,16	24,68
Питома ефективна витрата палива, г/(кВт·год)	301,97	297,79	319,62	294,53	312,47	291,43	305,53
Середній індикаторний тиск, бар	11,35	11,585	11,897	11,591	11,820	11,561	11,763
Середній ефективний тиск, бар	8,831	9,036	9,306	9,042	9,242	9,017	9,196
Ефективний ККД	0,2710	0,2720	0,2731	0,2720	0,2728	0,2719	0,2726
Індикаторний ККД	0,3483	0,3488	0,3491	0,3487	0,3489	0,3486	0,3487
Механічний ККД	0,7780	0,7799	0,7822	0,7801	0,7819	0,7800	0,7817

Узагальнивши результати розрахунків можна зробити наступні висновки:

- застосування сумішей А7,5 та А15 позитивно впливає на ефективну потужність та крутний момент двигуна, збільшуючи їх на 2,4 % та 5,5 % відповідно, в порівнянні з використанням бензину на номінальному режимі роботи двигуна.

- при застосуванні суміші А7,5 зменшується питома витрата палива на 2 %, а годинна витрата палива збільшується на 0,5 %. При застосуванні суміші А15 збільшується питома витрата палива на 5 % та годинна витрата палива зростає на 10 %, що є негативною ознакою цієї суміші.

- застосування суміші Б7,5 дає позитивний вплив на ефективну потужність, збільшуючи її на 2,3 %, та на крутний момент двигуна, збільшуючи його на 2,6 %, при застосуванні суміші Б15 також збільшується ефективна потужність та крутний момент двигуна на 5 % та 5,5 % відповідно, в порівнянні з базовим використанням бензину.

- при застосуванні суміші В7,5 зменшується питома витрата палива на 3 % та зменшується годинна витрата палива на 0,7 %. При застосуванні суміші В15 збільшується питома витрата палива та годинна витрата палива зростає на 3 % та 8 % відповідно, що також є негативною ознакою цієї суміші.

Узагальнивши результати розрахунків можна зробити наступні висновки:

- застосування сумішей А7,5 та А15 позитивно впливає на ефективну потужність та крутний момент двигуна, збільшуючи їх на 2,4 % та 5,5 % відповідно, в порівнянні з використанням бензину на номінальному режимі роботи двигуна;

- при застосуванні суміші А7,5 зменшується питома витрата палива на 2 %, а годинна витрата палива збільшується на 0,5 %. При застосуванні суміші А15 збільшується питома витрата палива на 5 % та годинна витрата палива зростає на 10 %, що є негативною ознакою цієї суміші;

- застосування суміші В7,5 дає позитивний вплив на ефективну потужність, збільшуючи її на 2,3 %, та на крутний момент двигуна, збільшуючи його на 2,6 %, при застосуванні суміші В15 також збільшується ефективна потужність та крутний момент двигуна на 5 % та 5,5 % відповідно, в порівнянні з базовим використанням бензину;

- при застосуванні суміші В7,5 зменшується питома витрата палива на 3 % та зменшується годинна витрата палива на 0,7 %. При застосуванні суміші В15 збільшується питома витрата палива та годинна витрата палива зростає на 3 % та 8 % відповідно, що також є негативною ознакою цієї суміші;

- при застосуванні суміші В7,5 збільшується ефективна потужність на 2,1 %, також збільшується крутний момент двигуна на 2,4 %, а при застосуванні суміші В15 ефективна потужність та крутний момент двигуна збільшуються на 4,5 % та 5 % відповідно, в порівнянні з використанням бензину на номінальному режимі роботи двигуна;

- при застосуванні суміші В7,5 питома витрата палива зменшується на 4 %, а годинна – на 1,6 %. При застосуванні суміші В15 питома витрата палива збільшується на 0,8 %, а годинна – на 5 %.

Отримані результати цілком пояснюються положеннями теорії ДВЗ та досліджень [8, 9]. Додавання води в склад паливної суміші позитивно впливає на збільшення коефіцієнта наповнення та зменшення коефіцієнта залишкових газів у циліндрі. Застосування метанолу збільшує швидкість горіння палива, що позитивно впливає на потужність ДВЗ.

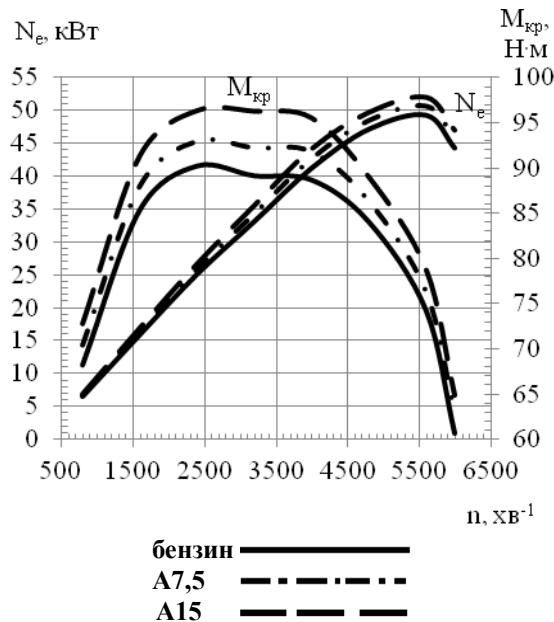


Рис. 2. Розрахункова зовнішня швидкісна характеристика (потужність N_e та крутний момент $M_{кр}$) двигуна ВАЗ-2101 при роботі на бензині і сумішах А7,5 та А15

Експерименти

Проведено ряд експериментів щодо впливу палива із різним вмістом води та метанолу на показники двигуна ВАЗ-2101. При зміні паливної суміші налаштування двигуна залишались незмінними. Під час зняття показників педаль керування дроселем була зафіксована натиснутою на 45 %. Випробування проходили за наступних атмосферних умов: тиск 102,1 кПа, температура 24,5 °С, відносна вологість 93 %. Під час проведення експерименту реєстровано дані за наступними характеристиками: частота обертання колінчастого валу n , хв^{-1} ; показники гальмівного пристрою $P_{ваз}$, кгс; час витрати дози палива τ , с; тиск оливи P_m , бар; температура охолоджуючої рідини $t_{ох}$, °С; струм гальмівного пристрою I_m , А; тиск у впускному колекторі $P_{вак}$, Па.

За результатами випробувань розраховано показники двигуна (ефективна потужність N_e ; крутний момент $M_{кр}$; питома витрата палива g_e ; годинна витрата палива G_m) та побудовані часткові швидкісні характеристики ВАЗ-2101 (див. рисунки 3–6).

Як видно з графіка (див. рис. 3), використання сумішей В7,5, А15, В7,5, А7,5 має позитивний вплив на ефективну потужність двигуна ВАЗ-2101 при незначних змінах в конструкції. При застосуванні суміші В7,5

двигун розвиває 12,8 кВт потужності при номінальних обертах 3300 хв⁻¹, що більше на 1,9 кВт від базового двигуна з бензином. При застосуванні суміші А15 двигун видає 12,47 кВт при номінальних обертах 2900 хв⁻¹. Застосування сумішей А7,5 та Б7,5 дає змогу отримати 11,24 кВт та 12,3 кВт потужності при номінальних обертах 2500 хв⁻¹ та 2700 хв⁻¹ відповідно.

Застосування сумішей Б15 та В15 дає негативний вплив на ефективну потужність двигуна, тому для використання цих сумішей потрібне переналаштування карбюратора: змінити регулювання кількості та якості подачі палива.

Як видно з графіка (див. рис. 4), використання сумішей В7,5; А15; Б7,5; А7,5 дає позитивний вплив на крутний момент чотиритактного ДВЗ. При застосуванні суміші А15 двигун видає 58,86 Н·м крутного моменту при обертах колінчастого валу 1300 хв⁻¹, що більше на 5,89 Н·м від базового двигуна з бензином. При застосуванні суміші В7,5 двигун видає 57,09 Н·м при обертах 1200 хв⁻¹. Застосування сумішей А7,5 та Б7,5 дає змогу отримати 54,74 Н·м та 57,09 Н·м крутного моменту при обертах колінчастого валу 1000 хв⁻¹ та 900 хв⁻¹ відповідно.

Застосування сумішей Б15 та В15 дає негативний вплив на крутний момент двигуна, тому для використання цих сумішей потрібне переналаштування кількості та якості суміші гвинтами карбюратора.

З графіка (див. рис. 5) видно, що використання сумішей дає позитивний вплив на питому витрату палива чотиритактного ДВЗ. При застосуванні різних сумішей питома витрата палива знижується до 25 г/(кВт·год) при частоті обертання колінчастого валу 1500 хв⁻¹ в порівнянні з базовим двигуном, який має питому витрату палива 345 г/(кВт·год) при частоті обертання колінчастого валу 1500 хв⁻¹.

Використання сумішей В7,5 та А15 збільшує годинну витрату палива двигуна (див. рис. 6) приблизно на 0,15 кг/год та 0,5 кг/год при частоті обертання колінчастого валу 3000 хв⁻¹ відповідно. При застосуванні сумішей А7,5; Б7,5; Б15 та В15 годинна витрата палива зменшується до 1,0 кг/год при 3000 хв⁻¹.

При застосуванні сумішей Б15 та В15 зменшується годинна витрата палива, що пояснюється збідненою сумішшю, на якій працював двигун, адже для згорання 1 кг метанолу потрібно 6,7 кг повітря, а для згорання 1 кг бензину потрібно 14,7 кг повітря.

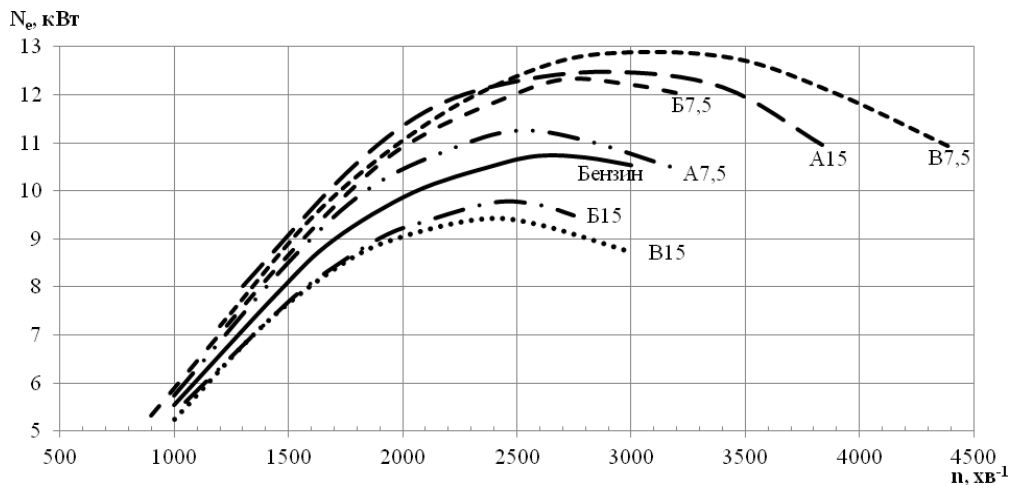


Рис. 3. Порівняння ефективної потужності базового та модернізованого двигуна на різних сумішах від кількості обертів колінчастого валу

Результати досліджень

Для порівняння теоретичних та експериментальних даних показників потужності та економічності двигуна при роботі на частковому навантажувальному режимі на сумішевих паливах різного складу побудовано гістограми, де представлені значення ефективної потужності (див. рис. 7) та питомої витрати палива (див. рис. 8).

З рисунків 7 та 8 видно, що результати теоретичних та експериментальних досліджень відрізняються в межах ± 1,24 %, що є прийнятним.

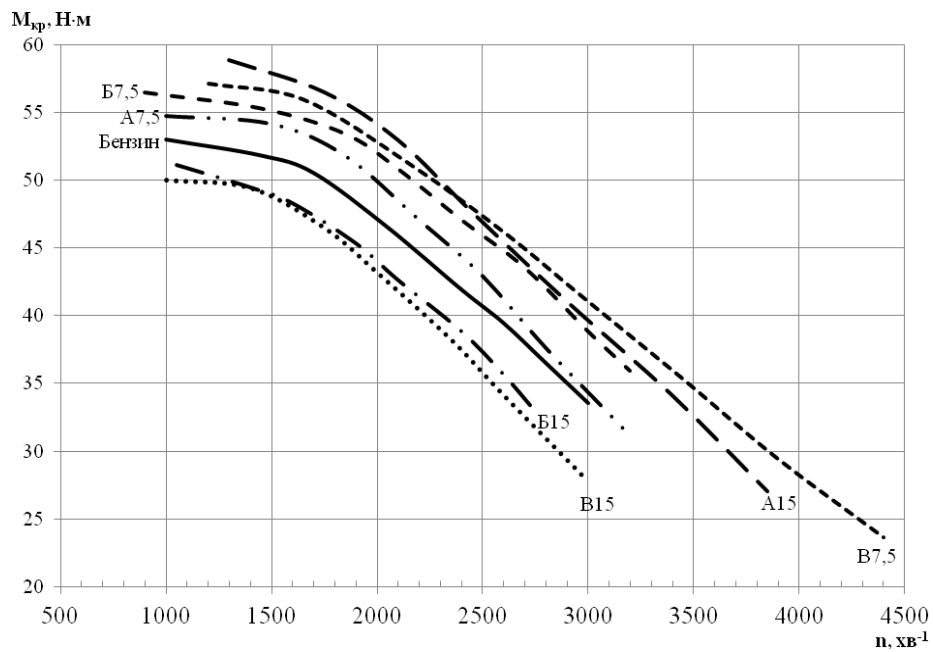


Рис. 4. Порівняння крутного моменту базового та модернізованого двигуна на різних сумішах від кількості обертів колінчастого валу

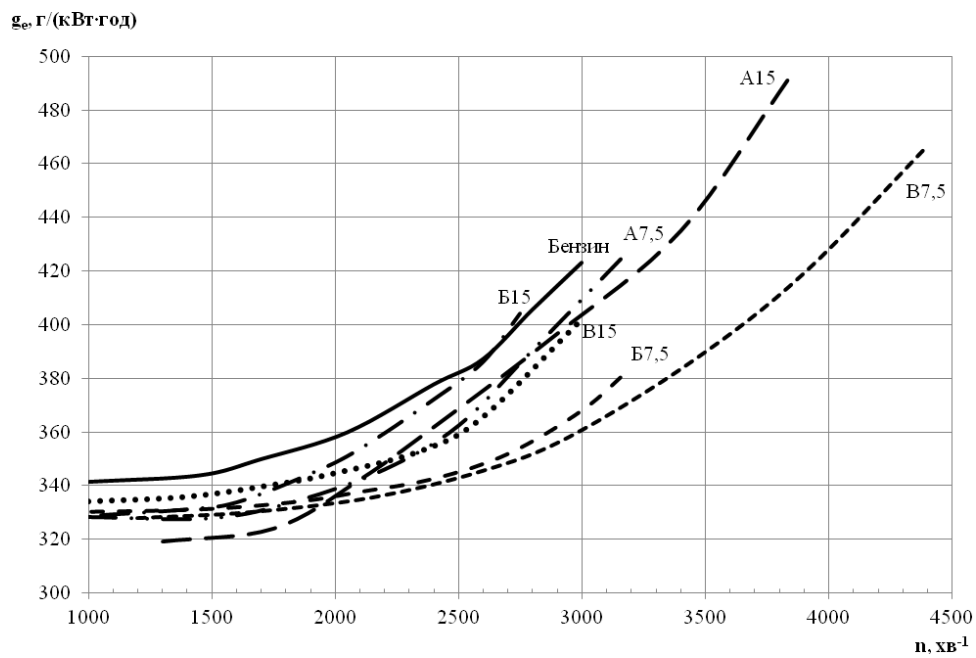


Рис. 5. Порівняння питомої витрати палива базового та модернізованого двигуна на різних сумішах від кількості обертів колінчастого валу

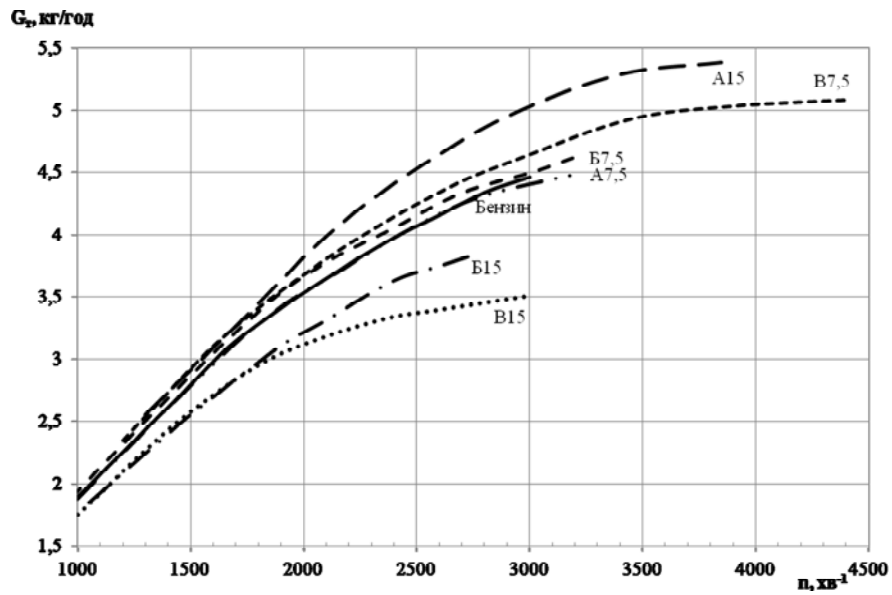


Рис. 6. Порівняння годинної витрати палива базового та модернізованого двигуна на різних сумішах від кількості обертів колінчастого валу

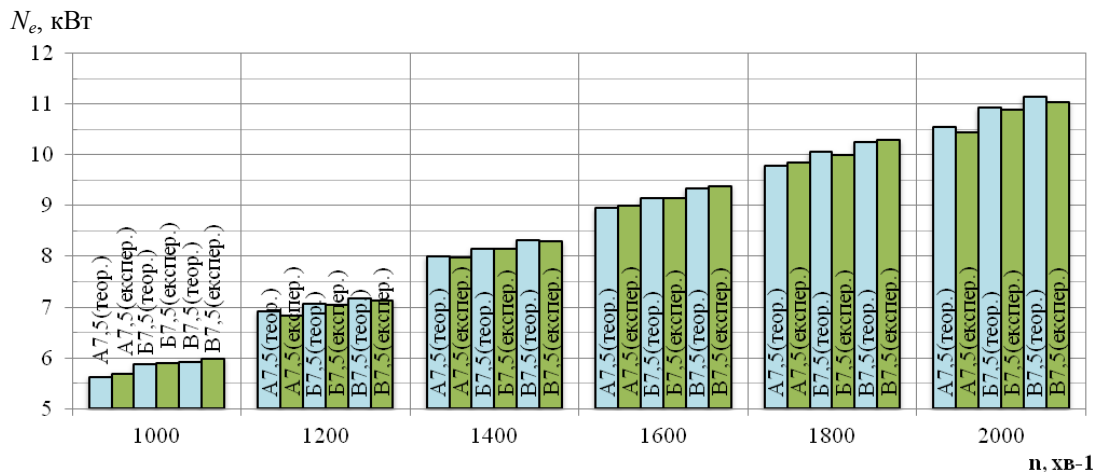


Рис. 7. Порівняння теоретичних та експериментальних даних ефективної потужності

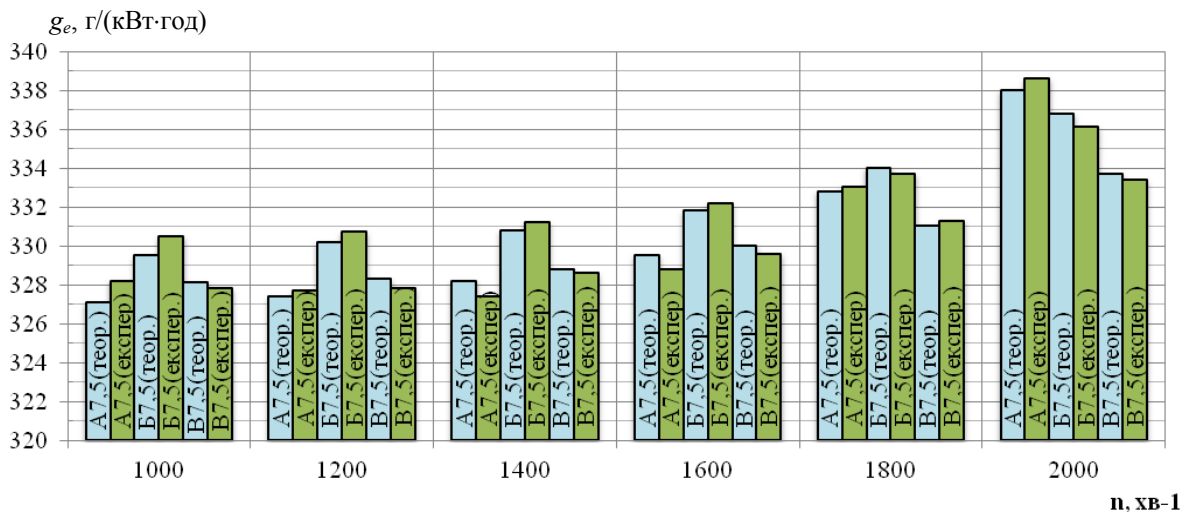


Рис. 8. Порівняння теоретичних та експериментальних даних питомої витрати палива

Висновки

Аналіз існуючих видів палива, а також методів і засобів для поліпшення техніко-економічних показників чотиритактних бензинових двигунів підтвердив ефективність застосування водометанольних сумішей з бензином та актуальність дослідження питання.

Виконано тепловий розрахунок та проведено моделювання роботи двигуна на паливній сумішах різного складу в програмному комплексі ДИЗЕЛЬ-РК. Додавання дистильованої води та метанолу до бензину позитивно впливають на робочий процес чотиритактного ДВЗ з іскровим запалюванням, збільшуючи тиск в циліндрі та індикаторну роботу двигуна до 7 %, в залежності від концентрації дистильованої води та метанолу в паливі.

Виконано розрахунково-теоретичний аналіз параметрів робочого циклу і показників роботи чотиритактного карбюраторного двигуна ВА3-2101 при роботі за зовнішньою характеристикою та з частковим навантаженням на бензині та паливній суміші «бензин-метанол-вода». Виконано стендові дослідження бензинового двигуна ВА3-2101 при подачі водометанольної суміші різного складу. Отримано залежності ефективної потужності N_e , крутного моменту $M_{кр}$, питомої g_e та годинної G_t витрати палива бензинового двигуна і двигуна з подачею води та метанолу при роботі по частковій швидкісній характеристиці.

На всіх режимах роботи двигуна відзначалося поліпшення ефективних показників при застосуванні 7,5 % сумішей в порівнянні з базовими характеристиками. При застосуванні 15 % сумішей, окрім суміші А15, відзначалося погіршення ефективних показників. Найбільшу ефективну потужність дає використання суміші В7,5 (12,8 кВт) при $n = 3300 \text{ хв}^{-1}$. Найбільший крутний момент дає використання суміші А15 (58,86 Н·м) при $n = 1300 \text{ хв}^{-1}$, та найменшу питому витрату палива (320 г/(кВт·год) при $n = 1800 \text{ хв}^{-1}$). Під час лабораторних досліджень виявлено нестабільну роботу двигуна при застосуванні суміші А15 та більш «м'яку» роботу при застосуванні суміші В7,5.

Загалом встановлено, що зі збільшенням вмісту метанолу у паливі необхідне переналаштування карбюратора, також бажано регулювати кут випередження запалювання.

Порівняльна характеристика теоретичних і експериментальних даних показала, що ефективна потужність та крутний момент двигуна збільшуються при застосуванні сумішей А7,5; Б7,5; В7,5 до 15 %, в залежності від концентрації водометанольної суміші з бензином, а питома витрата палива зменшується до 10 %. Виходячи з результатів досліджень, найкращі показники ефективної потужності, крутного моменту та питомої витрати палива забезпечуються при використанні суміші В7,5 (92,5 % бензину, 5,6 % метанолу, 1,9 % води за об'ємом), яку і рекомендовано для подальшого впровадження та використання.

Список літератури

1. Influence of operating conditions on output exhaust emission and combustion variation of low compression ratio methanol injection / Н. Sigenobu, К. Yuzuru, S. Norihiro, К. Shuichi // SAE Techn. Pap. Ser. – 1991. – N 910866. – Р. 1–12.
2. Гайворонский В. Ф. Возможность использования водно-топливных эмульсий в двигателях внутреннего сгорания воздушного охлаждения / В. Ф. Гайворонский // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2010. – № 6/9(48). – С. 20–22.
3. Слинько Г. І. Визначення впливу метанолу на зміни крутного моменту та ефективної потужності бензинового ДВЗ / Г. І. Слинько, В. В. Охрименко // Тиждень науки-2017 : наук.-практ. конф., 18–21 квітня 2017 р. : зб. тез доп. – В 5 т. – Т. 1 / Редкол. : В. В. Наумик (відпов. ред.) – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – С. 133–134.
4. Яновский Л. С. Основы химмотологии : учебник / Л. С. Яновский, А. А. Харин, В. И. Бабкин. – М.-Берлин : Директ-Медиа, 2016. – 482 с.
5. Герасимчук Ю. Спирт в качестве топлива / Ю. Герасимчук // Автоцентр. – 2004. – Режим доступу : <https://www.autocentre.ua/opyt/tehnologii/spirt-v-kachestve-topliva-avtomobilialkogoliki-289906.html>
6. Программный комплекс ДИЗЕЛЬ-РК. – М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана. – Режим доступу : <https://www.diesel-rk.bmstu.ru>
7. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з дисциплін «Теорія ДВЗ» та «Основи теорії і динаміки автомобільних двигунів» для студентів спеціальностей 7(8).05050304 «Двигуни внутрішнього згорання», 7(8).05050305 «Колісні та гусеничні транспортні засоби» всіх форм навчання / Укл. : Г. І. Слинько, Р. Ф. Сухонос. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. – 58 с.

8. Автомобильный справочник : пер. с англ. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : ЗАО «КЖИ «За рулем», 2004. – 992 с.

9. Звонов В. А. Метанол как топливо для транспортных средств / В. А. Звонов, В. И. Черных, В. К. Балакин. – Харьков : Основа, 1990. – 150 с.

Одержано 10.12.2021

© Слинько Г. І.¹, Сухонос Р. Ф.², Охрименко В. В.³, Слинько В. В.⁴, Алмасв В. І.⁵
¹ Д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри «Двигуни внутрішнього згорання»,
² Магістр, старший викладач кафедри «Двигуни внутрішнього згорання»,
³ Магістр,
⁴ Старший викладач кафедри «Двигуни внутрішнього згорання»,
⁵ Завідувач навчальної лабораторії кафедри «Двигуни внутрішнього згорання»;
Національний університет «Запорізька політехніка» м. Запоріжжя, Україна

Slynko G, Sukhonos R., Okhrymenko V., Slynko V., Almaiev V.

Research of the influence of gasoline-methanol fuel mixture composition on the technical and economic performance of 4-stroke internal combustion engine in partial loading mode

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2021**

Науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстання:

Н. О. Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 07.12.2021. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 11
Тираж 300 прим. Зам. № 963

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019