

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

№ 2'2020

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2020

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

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

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

Опублікованим статтям присвоюється унікальний ідентифікатор цифрового об'єкта DOI.

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

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

- теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;
- конструкційні та функціональні матеріали. Механічні властивості сталей, сплавів та композитів. Технологічне забезпечення надійності та довговічності деталей енергетичних установок. Методи механічного оброблення. Технології зміцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;
- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. Раціональне використання металів;
- механізація, автоматизація та роботизація. Вдосконалення методів дослідження та контролю якості металів. Моделювання процесів у металургії та машинобудуванні.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
Заступники гол. редактора: д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук, професор В. В. Наумик (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
Редакційно-видавнича рада: С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, Н. О. Савчук, М. Л. М'ясников, Н. І. Висоцька

Члени редколегії:

д-р техн. наук В. В. Луньов (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук І. П. Волчок (НУ «Запорізька політехніка»), Україна
д-р техн. наук Е. І. Цивірко (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 філософії Піттер Аррас, (Католицький університет Льовену, Сінт-Каталін-Вейвер, Бельгія)
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
дійсн. член НАНУ М. І. Гасик (НМетАУ), Україна
д-р техн. наук Л. Й. Івченко (НУ «Запорізька політехніка»), 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

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 № 4/20 від 08 грудня 2020 року.

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

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

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

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. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

Члены редколлегии:

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

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

д-р техн. наук Э. И. Цивирко (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 философии Питтер Аррас, (Католический университет Льовену, Синт-Каталин-Вейвер, Бельгия)

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

действ. член НАНУ М. И. Гасик (НМетАУ), Украина

д-р техн. наук Л. И. Ившенко (НУ «Запорізька політехніка»), 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

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 № 4/20 от 08 декабря 2020 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

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Слинько Г.І., Слинько В.В.</i> СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ ФОСФОРИСТИХ ЧАВУНІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРАННЯ	6
<i>Glotka O.A.</i> PREDICTION CARBIDES COMPOSITION IN NICKEL-BASED SUPERALLOYS DIRECTIONAL CRYSTALLIZATION	13
<i>Золотаревский И.В.</i> МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ СОСТАВОВ Fe-Ni В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	22
<i>Мазур В.І., Лобода П.І., Соловійова Т.О., Втерковський М.Я., Ремізов Д.О., Коврижко О.М., Смолінський Л.Ю.</i> МІКРОСКОПІЧНА КІНЕТИКА ІЗОТЕРМІЧНОГО СПІКАННЯ СПЛАВУ Fe-20 % (мас.) Mo	30

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Клочихин В.В., Данилов С.Н., Лысенко Н.А., Наумик В.В.</i> РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗДК-ВИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА	37
<i>Плескач В.М., Ольшанецький В.Ю.</i> ПРО МЕТОДИКУ ПРОЄКТУВАННЯ ТА ВИКОРИСТАННЯ ПОРОШКОВИХ ПІДШИПНИКІВ КОВЗАННЯ	45
<i>Ленок А.А., Обдул В.Д., Виновець О.В.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КРУТОЗАГНУТИХ ВІДВОДІВ	50
<i>Кравчук Ю.С., Татарчук Т.В.</i> МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ РОБОТИ ЕЛЕМЕНТІВ ТУРБИНИ	57

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Гоменюк С.І., Гребенюк С.М., Грищак Д.Д.</i> ЗАСТОСУВАННЯ ГІБРИДНИХ АСИМПТОТИЧНИХ МЕТОДІВ ТА СУЧАСНИХ ПРОГРАМНИХ ЗАСОБІВ ДЛЯ СТВОРЕННЯ МАТЕМАТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ НЕЛІНІЙНОЇ ДИНАМІКИ КОНСТРУКЦІЙ ІЗ ЗМІННИМИ У ЧАСІ ПАРАМЕТРАМИ	66
<i>Кійко С.Г.</i> ФОРМУВАННЯ ПОРТФЕЛЯ ПРОЄКТІВ ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ НА МЕТАЛУРГІЙНОМУ ПІДПРИЄМСТВІ	71
<i>Popov S.M., Shumykin S.O., Laptieva H.M.</i> MATHEMATICAL SIMULATION OF WELDED DEPOSIT LAYERS AS FOR ADAPTATION OF MATERIALS TO FAILURE IN QUASIDISSIPATIVE TRIBOSYSTEMS	82

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Сніжної Г.В., Ольшанецький В.Ю.

ТЕРМОДИНАМІЧНІ АСПЕКТИ ПРОТИЛЕЖНОГО ВПЛИВУ Mn I Ni НА МАГНІТНИЙ
СТАН АУСТЕНІТУ 88

Міт'яєв О.А.

СМС-КОМПОЗИТИ: ХАРАКТЕРИСТИКИ, СУЧАСНИЙ СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВИРОБНИЦТВА,
ЗАСТОСУВАННЯ 89

Гуляєва Л.В., Татарчук Т.В.

РОЛЬ ФІЗИКИ У ФАХОВІЙ ПІДГОТОВЦІ МАЙБУТНІХ ІНЖЕНЕРІВ 93

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.15:621.43

Д-р техн. наук Слинько Г. І., Слинько В. В.
Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ ФОСФОРИСТИХ ЧАВУНІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ДВИГУНІВ ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРАННЯ

Мета роботи. Підвищення механічних та експлуатаційних властивостей деталей двигунів внутрішнього згорання шляхом керування структуроутворенням фосфористих чавунів.

Методи дослідження. Досліджували графітізовані та відбілені фосфористі чавуни з пластинчастим і кулястим графітом лабораторних і промислових плавок, виплавлених в індукційних електричних печах з легуванням і модифікуванням та фракційним заливанням в сухі піщані форми. Хімічний склад, мікроструктуру, фізико-механічні властивості визначали за стандартними методиками. Неруйнівний контроль якості деталей двигунів, статистичний аналіз експериментальних даних та детермінований факторний аналіз впливу структурних складових на властивості дослідних чавунів виконували за методиками, розробленими за участі авторів. Стендові і шляхові моторні випробування деталей з чавунів оптимальних складів проводили на двигунах за стандартними і заводськими методиками у відповідності з державними стандартами.

Отримані результати. Визначено загальні закономірності і принципи формування мікроструктури чавунів з пластинчастим і кулястим графітом в залежності від ступеня їх легування фосфором і впливу масштабного чинника. Встановлено, що фосфідна евтектика в кількості до 5,8 % є зміцнюючою структурною складовою і підвищує міцність, твердість, зносостійкість, термостійкість, оброблюваність лезовим інструментом фосфористих чавунів. Негативний вплив фосфідної евтектики на пластичні властивості і циклічну тріщиностійкість менш значний, ніж вплив зростаючих кількостей фериту, розмірів його зерен і графіту. Рекомендовано оптимальні хімічні склади та мікроструктури фосфористих чавунів для деталей двигунів внутрішнього згорання.

Наукова новизна. Вперше розроблено комплексну систему керування властивостями фосфористих чавунів, включаючи аналітичне визначення необхідних характеристик структурних складових і технологію їх отримання.

Практична цінність. Розроблено способи і технології плавки, легування, модифікування, термічної обробки та поверхневого зміцнення фосфористих чавунів, які дозволяють забезпечити необхідний рівень механічних і експлуатаційних властивостей деталей двигунів внутрішнього згорання.

Ключові слова: чавун, фосфідна евтектика, структуроутворення, властивості, деталі двигунів внутрішнього згорання.

Вступ

Ресурс двигунів внутрішнього згорання (ДВЗ) до капітального ремонту, а також їх безвідмовність та паливна економічність обмежуються, головним чином, низькими властивостями конструкційних матеріалів їх деталей. В конструкції ДВЗ широко використовуються литі чавунні деталі. Це, в першу чергу, деталі з сірого чавуну з пластинчастим графітом (ЧПГ) для таких деталей як блоки, головки, гільзи циліндрів, розподільчі вали, напрямні втулки, сідла клапанів та інш. Значне застосу-

вання у двигунобудуванні знаходять деталі з чавуну з кулястим графітом (ЧКГ), такі як розподільчі вали, шатуни, поршні і поршньові кільця та інш. Найбільш навантаженими вузлами двигунів є клапанний механізм газорозподілення та циліндро-поршнева група. Деталі цих вузлів працюють в умовах підвищених температур, знакомінних навантажень з обмеженим змащенням.

Аналіз літературних джерел, постановка проблеми

Проблема підвищення механічних та експлуатаційних властивостей деталей ДВЗ є комплексною і вклю-

час в себе багато складних взаємопов'язаних питань, таких як застосування структурно зміцнених матеріалів із заданими властивостями, прогресивних технологічних методів їх виробництва і зміцнення поверхонь тертя. В цьому плані найбільш перспективними є леговані фосфором чавуни. Легування фосфором дозволяє підвищити механічні і службові властивості сірих, високоміцних та легованих чавунів [1–4]. З іншого боку, легування чавунів фосфором сприяє зниженню їх механічних властивостей [5–6].

Отже, при виготовленні литих заготовок деталей ДВЗ фосфор можна розглядати з одного боку, як шкідливий хімічний елемент, а з іншого – як легувальний, при внесенні якого в розплав, в чавунах утворюється фосфідна евтектика та підвищуються їх механічні властивості. За відсутності комплексних досліджень у цьому напрямі метою даної роботи було дослідження структуроутворення у фосфористих чавунах за різних умов кристалізації та впливу структури на фізико-механічні та експлуатаційні властивості деталей ДВЗ.

Методика досліджень

Виходячи з результатів попередніх досліджень щодо розподілу хімічних елементів у структурних складниках чавуну були виплавлені і досліджені синтетичні фосфористі чавуни з пластинчастим і кулястим графітом, складу, мас. %: 2,8...2,9 C; 2,4...2,8 Si; 0,7...0,9 Mn; до 0,008 S; 0,06 Cr; до 0,2 Ni (у ЧПГ); 0,4...0,5 Ni та 0,03...0,05 Mg (у ЧКГ); Fe – решта. Плавлення чавунів вели в індукційній тигельній електропечі з використанням стандартних шихтових матеріалів, модифікаторів, лігатури і карбуризатора. При фракційному zalиванні дослідних зразків у сухі стержневі форми чавуни легували зростаючими домішками фосфору у межах 0,015...1,0 %.

Результати досліджень

Металографічний аналіз синтетичних фосфористих чавунів показав, що їх структура в литому стані складалася з перлітної металевої матриці, вкраплень графіту пластинчастої або кулястої форми (в залежності від типу чавуну), фосфідної евтектики (ФЕ) та фериту, який оточував графітові вкраплення (рис. 1). В чавунах з вмістом фосфору 0,04...0,055 % (рис. 1а, з) ФЕ не утворювалась у зв'язку з повним розчиненням фосфору в залізі. ФЕ величиною до 50 мкм утворювалась при вмісті 0,08...0,09 % фосфору в чавунах (рис. 1б, д). Слід відзначити, що в чавуні з пластинчастим графітом окрім ФЕ з'явилися ще й вкраплення фериту, який розташовувався у безпосередній близькості до графітових вкраплень прямолинійної форми (рис. 1б), що вказує на графітизуючу дію фосфору в чавунах. При збільшенні вмісту фосфору в дослідних чавунах до 0,35...0,50 % кількість та розміри ФЕ збільшувались (при 0,35 % P) та утворювали розірвану сітку (при 0,5 % P). Подальше збільшення домішок фосфору в розплаві сприяло утворенню при кристалізації чавуну суцільної сітки ФЕ по межах зерен евтектоїду (рис. 1в, е). При цьому в

дослідних чавунах утворювався ферит в безпосередній близькості до графітових вкраплень, а також цементит у вигляді пластин в структурі фосфідної евтектики.

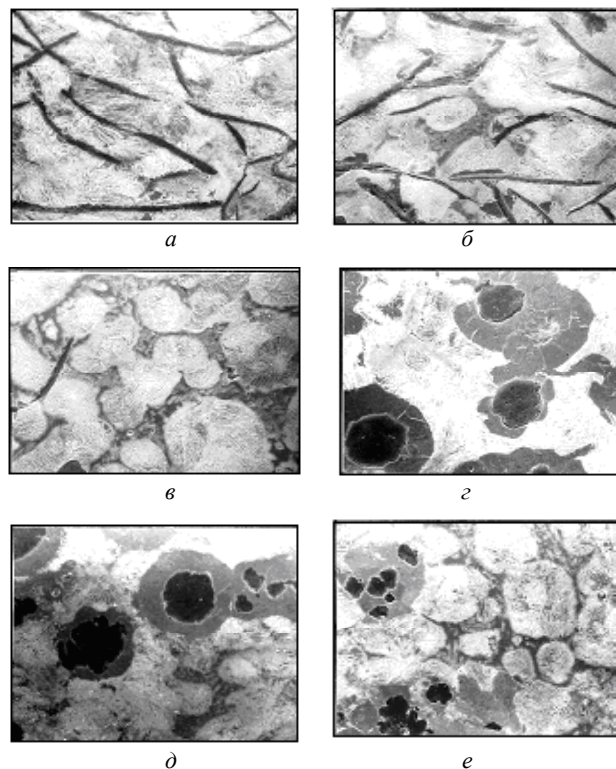


Рис. 1. Вплив домішок фосфору на утворення фосфідної евтектики в чавунах ($\times 350$):

Вміст фосфору в чавунах, %: а – 0,055; б – 0,09; в – 0,76; з – 0,04; д – 0,08; е – 0,75а, б, в – чавун з пластинчастим графітом; з, д, е – чавун з кулястим графітом

Наявність незначної кількості цементиту в структурі фосфористого чавуну вказує також на слабку карбідоутворюючу дію фосфору в чавунах з пластинчастим та кулястим графітом. Будова ФЕ залежала від кількості домішок фосфору в чавунах. Відповідно до ГОСТ 3443-87 її класифікували як потрійну дрібнозернисту (ряд 1 ФЕ 3 в кількості до 45 %), потрійну гольчасту (ряд 1 ФЕ 4 в кількості до 50 %) та потрійну з пластинами цементиту (ряд 1 ФЕ 5 в кількості близько 10 %). Об'ємний вміст ФЕ і розміри її вкраплень збільшувалися зі збільшенням домішок фосфору. Більші розміри вкраплень ФЕ були в ЧКГ.

Аналіз взаємозв'язку розмірних параметрів ФЕ та графіту дав можливість дійти висновку, що оптимальні властивості можуть мати чавуни з вмістом 0,25...0,35 % фосфору. Довжина вкраплень фосфідної евтектики і графіту в ЧПГ не перевищує 85 мкм, в ЧКГ вкраплення ФЕ перебувають в межах 85...115 мкм, а діаметр графітових куль – 40...55 мкм.

Дослідження впливу масштабного чинника на структуру фосфористих чавунів показало, що у литих

зразках діаметром 10 мм незалежно від вмісту фосфору структура матриці була перлітною. Максимальна кількість фериту не перевищувала 6 % для чавунів, легуваних 1,0 % Р.

При збільшенні діаметра зразків до 100 мм у структурі чавунів з вмістом фосфору 0,015 % кількість фериту збільшилась до 20 (ЧКГ) і 30 (ЧПГ) відсотків. При легуванні тих же чавунів фосфором до 1,0 %, коли у зв'язку зі зниженням швидкості евтектичної кристалізації та охолодження чавунів ФЕ розташовувалась у вигляді суцільної сітки, кількість фериту в них зросла до 40 % (ЧКГ) і 50 % (ЧПГ), що вказує на значну феритизуючу дію фосфору у масивних виливках [7, 8].

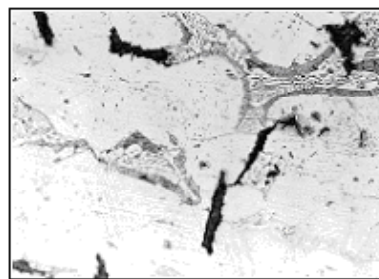
У відпалених зразках встановлено зростання діаметра зерен фериту під дією зростаючих домішок фосфору. У ЧПГ їх величина збільшувалась від 10,0 (при 0,015 % Р) до 24,0 (при 1,0 % Р) мкм, а у ЧКГ – від 20,0 (при 0,015 % Р) до 35,0 (при 1,0 % Р) мкм. Найбільш інтенсивне зростання діаметра зерен до 19,0 (у ЧПГ) і 30,0 (у ЧКГ) мкм було встановлено при збільшенні домішок фосфору в чавунах у межах 0,015...0,35 %. Подальше легування чавунів фосфором (до 1,0 %) спричинило незначне зростання діаметра зерен фериту: до 24,0 мкм (у ЧПГ) та до 35,0 мкм (у ЧКГ).

Після відпалювання чавунів з вмістом фосфору до 0,35 % фосфідна евтектика перетворилась на псевдоподвійну (фосфід і ферит) ряд 1 ФЕ1 (рис. 2а) та (фосфід і цементит) ряд 1 ФЕ2 (рис. 2б). В той же час у високофосфористих чавунах ФЕ з цементитною пластиною (ряд 1 ФЕ5) змінилася на потрійну (ряд 1 ФЕ3 та ФЕ4). Такі зміни свідчать, що перетворення цементиту в графіт проходили дифузійну під дією високих температур. Фосфор, на наш погляд, не брав участі у цих перетвореннях, бо він був відсутній у цементиті.

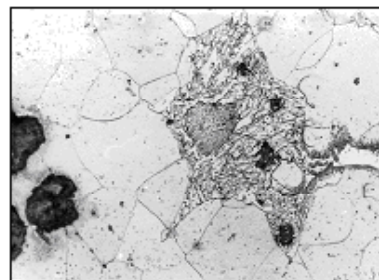
Рекристалізація та високотемпературне нормалізування дослідних чавунів з температури 870 °С не вплинули на будову ФЕ, а лише спричинили утворення перлітної та сорбітної матриць чавуну.

Статистичний аналіз взаємозв'язку характеристик ФЕ, графіту і металевої матриці показав, що між ними існує тісний кореляційний зв'язок (коефіцієнти кореляції $r \sim 0,95$). Встановлено також прямі і зворотні аналітичні і графічні залежності між всіма досліджуваними характеристиками структурних складників, що дає можливість аналітично визначити структурний склад фосфористих чавунів за наявності хоча б одного структурного складника, або фази, наприклад графіту.

В результаті вивчення впливу мікроструктури на фізико-механічні, технологічні та експлуатаційні властивості фосфористих чавунів встановлено, що провідну роль щодо впливу на вказані властивості відіграє ФЕ. Аналітично визначено вплив фосфідної евтектики на границю міцності феритних фосфористих чавунів при розтягу [9]. Аналітичний вираз має вигляд:



а



б

Рис. 2. Фосфідна евтектика в графітізованих фосфористих чавунах, легуваних 0,4 % Р ($\times 500$): а – чавун з пластинчастим графітом; б – чавун з кулястим графітом. Травлено 4 % HNO_3

$$\sigma_{\epsilon}^p = \sigma_{\epsilon}^m / \Phi(\epsilon, \lambda, a_1, a_2), \quad (1)$$

де σ_{ϵ}^p – розрахункова міцність фосфористого чавуну, МПа;

σ_{ϵ}^m – міцність матриці феритного чавуну, МПа;

ϵ – коефіцієнт, який враховує співвідношення модуля зсуву вкраплення ФЕ до модуля зсуву чавуну;

λ – параметр форми вкраплення ФЕ;

a_1, a_2 – коефіцієнти, які враховують співвідношення довжини вкраплення ФЕ до середніх відстаней між вкрапленнями ФЕ по горизонталі (a_1) та вертикалі (a_2).

Встановлено, що розрахункова крива має екстремальний характер. Максимальна міцність досягається за наявності у чавуні 2...3 % ФЕ, розташованої у вигляді окремих вкраплень в металевій матриці. Оптимальною є наявність у чавуні до 5,8 % ФЕ. Експериментально підтверджено розрахункові дані. Розбіжність між розрахунковими і експериментальними даними склала $\pm 3,5\%$, що підтверджує коректність аналітичних досліджень.

Експериментально встановлено три типи залежностей властивостей чавунів від зростаючих кількостей в них ФЕ: з екстремумом; зростаючі; спадаючі.

До першого типу залежностей належать: міцність при розтягу (при 20 °С і 450 °С) і стиску, оброблюваність лезовим інструментом, термостійкість. Екстремальний характер залежностей пояснюється поступовим зміцненням матриці фосфором за твердорозчинним механізмом (чавуни, що містять 0,015...1,0 % Р), за дисперсійним механізмом – окремими вкрапленнями ФЕ у чавунах, що містять 0,15...0,3 % Р. При легуванні ча-

вунів фосфором у кількості 0,20...0,25 %, коли довжина вкраплень ФЕ є близькою 90 мкм, досягаються екстремальні значення досліджуваних властивостей. При подальшому збільшенні домішок фосфору до 0,35...0,50 %, коли вкраплення ФЕ збільшуються у розмірах і утворюється розірвана сітка – починається поступове зниження міцнісних характеристик, а потім і катастрофічне руйнування чавунів, що містять 0,70...1,0 % Р, коли ФЕ розташована по межах зерен у вигляді суцільної сітки. Армувальні властивості ФЕ наочно проявляються у зміцнених нею, чавунів при 450 °С. При середньому зниженні міцності при розтягу на 42,0 % найбільш стійкими до впливу високої температури виявились чавуни, леговані 1,0 % Р, міцність яких знизилась лише на 7 (ЧПГ) і 23 (ЧКГ) %, відповідно за рахунок наявності в них термостійкого, порівняно з матрицею, структурного складника – фосфідної евтектики.

До зростаючих властивостей фосфористих чавунів належать твердість, зносостійкість та порогові характеристики циклічної тріщиностійкості. При зміцненні феритних чавунів за вказаними вище механізмами їх твердість зростає майже вдвічі (95,5...184 НВ для ЧПГ і 123...219 НВ для ЧКГ). Зміна матриці з феритної на перлітну і сорбітну сприяла загальному підвищенню твердості нелегованих чавунів в 1,4 (перлітні) та 2,5 (сорбітні) рази. Характер підвищення їх твердості при легуванні фосфором був аналогічний феритним чавунам. Характеристики зносостійкості ЧПГ і ЧКГ різко зростали при легуванні їх фосфором у межах 0,015...0,35 %. Збільшення домішок фосфору до 0,6 % сприяло підвищенню зносостійкості чавунів, але менш інтенсивно. Легування чавунів у межах домішок фосфору 0,6...1,0 % стабілізувало процес зношування як чавунних зразків, так і контргіл із загартованої сталі 45. Зношування чавунів знижувалось від 0,044 до 0,006 кг/м²·год в межах їх легування від 0,3 до 1,0 % Р. Як бачимо, армувальні та фрикційні властивості ФЕ виявляються дуже ефективно у разі випробувань чавунів (особливо ЧКГ) на зношувальність [10].

До властивостей, що знижуються під впливом зростаючих домішок фосфору або кількості ФЕ належать густина $\left(\rho, \frac{\text{кг}}{\text{м}^3} \cdot 10^3\right)$, характеристики міцності та пластичності:

відносне подовження при 20 (δ, %) і 450 °С (δ^t, %); міцність при вигині (σ_в^{виг}, МПа) і стріла прогину (f, мм); відносне зменшення висоти зразка при стиску (ε, %); ударна в'язкість (КС, кДж/м²); міцність призматичних зразків при трьохточковому статичному навантаженні (σ_N, МПа); стріла їх прогину (f_N, мм) та період зростання тріщини (N_p, цикл · 10³). Виходячи з аналізу графічного зображення вказаних характеристик, можна відзначити, що абсолютна їх більшість взагалі мають подібність та відрізняються між собою лише величиною показників. А в разі їх співпадання – абсолютною величиною, яка залежить від виду випробувань. Характерним є те, що у всіх видах випробувань більші значення мали чавуни з кулястим графітом.

Встановлено, що збільшення розмірів литих заготовок сприяє зменшенню абсолютної величини їх властивостей, а зміна структури чавуну з феритної на перлітну та сорбітну – підвищенню, що відповідає відомим даним інших дослідників. Характер впливу фосфідної евтектики у зразках різних діаметрів є ідентичним [7].

Зміцнення поверхні дослідних зразків методом плазмового оплавлення, спричинило зміни у мікроструктурі поверхневого шару (на глибині близько 1 мм), яка була ледебуритною (0,015...0,1 % Р) однорідною та складалася з цементитних голок, спрямованих перпендикулярно до поверхні оплавлення, і легованого фосфором аустеніту. У ЧКГ цементитні голки були більш грубими, що, мабуть, пов'язано зі стабілізуючою карбіді дією магнію. В межах домішок фосфору 0,2...0,3 % мікроструктура оплавленого шару була представлена дисперсним конгломератом двох основних фаз: ледебури-том та ФЕ. Мікротвердість ФЕ (H_{μ50} = 470...500 МПа) була трохи нижчою, але співмірною з мікротвердістю ледебуритного цементиту (H_{μ50} = 620...700 МПа). Структура перехідної зони суттєво не змінилася, але була насичена вкрапленнями ФЕ та дрібнодисперсного графіту. Збільшення домішок фосфору до 1,0 % спричинило створення несприятливих умов для подрібнення структурних складників та розчинення графіту в оплавленому шарі.

Для визначення частки впливу характеристик структурних складників на властивості фосфористих чавунів з пластинчастим і кулястим графітом застосували детермінований факторний аналіз. Аналізували міцність і пластичність при розтягуванні та твердість дослідних чавунів. Ці властивості є найпоширенішими представниками, встановлених нами, типів залежностей «властивість – кількість ФЕ». Встановили, що ФЕ в кількості до 5,8 % є зміцнювальним структурним складником і підвищує міцність фосфористих чавунів. Загальна частка впливу ФЕ є співмірною з часткою впливу металевої матриці при домішках фосфору у межах 0,09...0,55 %. Фосфідна евтектика сприяє підвищенню твердості чавунів більше, ніж металева матриця. Пластичність фосфористих чавунів знижується у всьому діапазоні домішок фосфору. При цьому, все ж, слід відзначити позитивну роль легування їх фосфором. У межах його домішок 0,015...1,0 % частка участі матриці у підвищенні пластичності чавуну зростає на 25 %, що, в принципі, співпадає з відомими даними.

В цілому легування чавунів фосфором негативно позначається на їх пластичності. Проте, частка впливу ФЕ у зниженні пластичності в 1,2 рази менше у порівнянні з дією графіту та в 2,7 рази менше у порівнянні із дією зростаючих кількості фериту та діаметру його зерен.

Виходячи з результатів, виконаних досліджень і вимог щодо матеріалів для деталей двигунів внутрішнього згорання, вважаємо доцільним виготовляти гільзи та

блоки циліндрів, розподільні вали і втулки напрямні клапанів з легованих фосфором ЧПГ, а коромисла клапанів та поршневі кільця – з ЧКГ. Розроблені і застосовані формули для визначення необхідних значень основних властивостей чавунів (HV , $\sigma_{\epsilon}^{розт}$, δ , $\sigma_{\epsilon}^{вис}$, $\sigma_{\epsilon}^{стиск}$, КС, зношування) для деталей ДВЗ. За результатами розрахунків та на підставі попередньо отриманих результатів досліджень рекомендовано межі легування базових чавунів фосфором: 0,1...0,35 % – для ЧПГ і 0,1...0,23 % для ЧКГ. Подальші дослідження і оптимізацію хімічного складу і мікроструктури чавунів виконували із застосуванням технологічних методів, до яких входили і методи та обладнання для експрес аналізу хімічного складу чавунів та система автоматизованого регулювання технологічного процесу і структури чавуну.

Дослідження впливу мікроструктури і режимів опалення ЧПГ і ЧКГ на структуру і властивості зміцненого поверхневого шару кулачків розподільних валів (рис. 3) і носиків коромисел клапанів (рис. 4) показали, що зміцнення чавунів фосфідною евтектикою в межах 1,5...4,0 % сприяє утворенню опаленого шару, структура якого складається з конгломерату ледебуриду, пластин цементиту та дисперсних вкраплень фосфідної евтектики.

Така структура поверхневого шару забезпечила високу твердість (53...58 HRC) та зносостійкість поверхонь тертя кулачків розподільних валів та носиків коромисел у двигунах внутрішнього згорання.

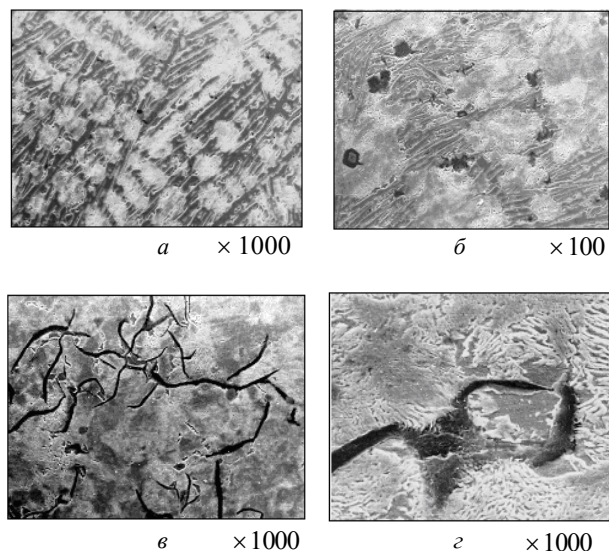


Рис. 3. Зміни мікроструктури по глибині кулачка, зміцненого методом плазмового опалення:

- a* – ледебурит, цементит, фосфідна евтектика;
 - б* – бейніт, дрібнодисперсний графіт, фосфідна евтектика;
 - в* – троостсорбіт, фосфідна евтектика, графіт пластинчастий;
 - г* – перліт, фосфідна евтектика, графіт пластинчастий.
- Травлено 4 % розчином HNO_3 в спирті

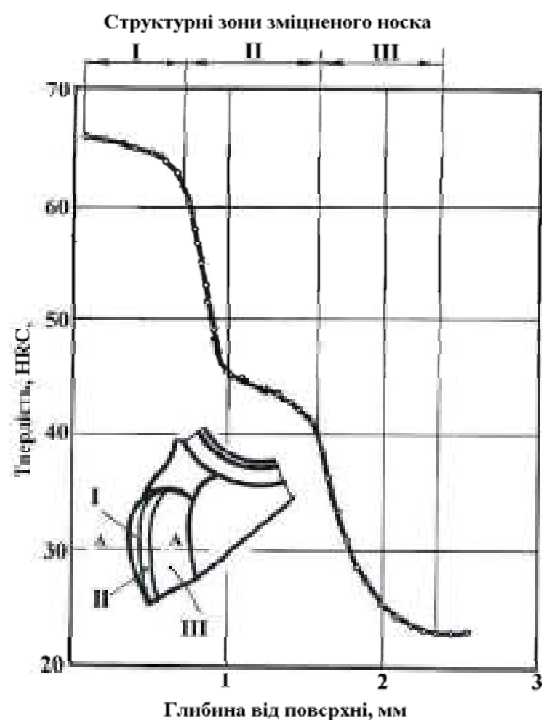


Рис. 4. Зміни твердості по глибині носка коромисла, зміцненого методом плазмового опалення:

- I – опалена поверхня; II – перехідна зона; III – зона основного металу; А–А – лінія заміру твердості

Висновки

Узагальнюючи результати досліджень, відзначимо, що при легуванні фосфором чавунів з пластинчастим та кулястим графітом в них утворюється фосфідна евтектика, кількість і будова якої залежать від домішок фосфору та швидкості кристалізації чавунів. Визначено вплив фосфідної евтектики на процеси структуроутворення фосфористих чавунів при легуванні їх фосфором у межах 0,015...1,0 %.

Проведеними всебічними дослідженнями впливу ФЕ на механічні, технологічні та експлуатаційні властивості ЧПГ і ЧКГ встановлено, що оптимальним є легування чавунів фосфором в кількості 0,6 %, при цьому утворюється фосфідна евтектика, яка є армувальним структурним складником. Її кількість рекомендується в залежності від призначення та умов експлуатації чавунних деталей. Твердість опаленого поверхневого шару чавуну підвищується зі збільшенням домішок фосфору за рахунок утворення ледебуриду з дисперсними вкрапленнями фосфідної евтектики, що рекомендовано застосувати при виробництві розподільних валів та коромисел клапанів. Із застосуванням комплексного статистичного аналізу взаємозв'язку властивостей фосфористих чавунів з їх фазовим складом підтвердили, що провідну роль у зміцненні чавунів відіграє фосфідна евтектика, а за її відсутності – зміцнена фосфором металева матриця. Методом детермінованого факторно-

го аналізу підтверджено, що пластичність фосфористих чавунів знижується при легуванні їх фосфором у межах 0,015...1,0 %. Встановлено, що частка впливу фосфідної евтектики в зниженні пластичності у 1,2 рази менше у порівнянні з дією графіту та в 2,7 рази менше порівняно з дією металевої матриці. В результаті проведених аналітичних і технологічних досліджень визначені оптимальні хімічні склади та мікроструктури чавунів для деталей двигунів внутрішнього згорання різних класів.

Список літератури

1. Малиночка Я. Н. О структуре фосфидной эвтектики в чугунах / Малиночка Я. Н., Осада Н. Г. // Литейное производство. – 1960. – № 7. – С. 21–24.
2. Гринберг Б. М. Исследование процессов формирования фосфидной эвтектики в серых чугунах и её влияние на износостойкость : автореф. дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук : 05.16.01 / Гринберг Б. М. – Моск. автомех. ин-т. – М., 1997. – 22 с.
3. Чугун : Справ. изд. / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. – М. : Металлургия, 1991. – 576 с.
4. Влияние микроструктуры на низкотемпературную циклическую трещиностойкость высокопрочных чугунов // Физико-химическая механика материалов / [Осташ О. П., Костик Э. М., Андрейко И. М., Дронюк М. М.]. – 1997. – № 1. – С. 57–69.
5. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М. : Машиностроение, 1966. – 562 с.
6. Литовка В. И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках. – К. : Наукова думка, 1987 – 208 с.
7. Слынько Г. И. Влияние масштабного фактора на структуру износостойкость фосфористых чугунов // 2nd International Conference “Research and Development in Mechanical Industry” RaDMI 2002. – Vrnjanska Banja, Yugoslavia, 01–04 September, 2002. – Vol. 1. – P. 391–398.
8. Слынько Г. И. Особенности формирования микроструктуры фосфористых чавунів / Слынько Г. И. // Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів. – Запоріжжя: ЗДТУ. – 1998. – С. 165–166.
9. Математична модель для аналізу впливу структури на міцність фосфористих чавунів / [Стадник М. М., Слынько Г. И., Горбачевський І. Я., Волчок І. П.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – № 2. – С. 100–103.
10. Трибологічні властивості високоміцних чавунів з фосфідною евтектикою / [Широков В. В., Волчок І. П., Слынько Г. И., Арендар Л. А.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 51–53.

Одержано 21.12.2020

Слынько Г. И., Слынько В. В. Структурообразование и управление свойствами фосфористых чугунов для деталей двигателей внутреннего сгорания

Цель работы. Повышение механических и эксплуатационных свойств деталей двигателей внутреннего сгорания путем управления структурообразованием фосфористых чугунов.

Методы исследования. Исследовали графитизированные и отбеленные фосфористые чугуны с пластинчатым и глобулярным графитом лабораторных и промышленных плавок, выплавленных в индукционных электрических печах с легированием модифицированием и фракционной разливкой в сухие песчаные формы. Химический состав, микроструктуру, физико-механические свойства определяли по стандартным методикам. Неразрушающий контроль качества деталей двигателей, статистический анализ экспериментальных данных и детерминированный факторный анализ влияния структурных составляющих на свойства исследуемых чугунов выполняли по методикам, разработанным с участием авторов. Стендовые и дорожные моторные испытания деталей из чугунов оптимальных составов проводили в двигателях по стандартным и заводским методикам в соответствии с государственными стандартами.

Полученные результаты. Определены общие закономерности и принципы формирования микроструктуры чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом в зависимости от степени их легирования фосфором и влияния масштабного фактора. Установлено, что фосфидная эвтектика в количестве до 5,8 % является упрочняющей структурной составляющей и повышает прочность, твердость, износостойкость, термостойкость, обрабатываемость лезвийным инструментом фосфористых чугунов. Отрицательное влияние фосфидной эвтектики на пластические свойства и циклическую трещиностойкость менее значительно, чем влияние увеличивающихся количеств феррита, размеров его зерен и графита. Рекомендованы оптимальные химические составы и микроструктуры фосфористых чугунов для деталей двигателей внутреннего сгорания.

Научная новизна. Впервые разработана комплексная система управления свойствами фосфористых чугунов, включая аналитическое определение необходимых характеристик структурных составляющих и технологию их получения.

Практическая ценность. Разработаны способы и технологии плавки, легирования, модифицирования, термической обработки и поверхностного упрочнения фосфористых чугунов, которые дают возможность обеспечить необходимый уровень механических и эксплуатационных свойств деталей двигателей внутреннего сгорания.

Ключевые слова: чугуны, фосфидная эвтектика, структурообразование, свойства, детали двигателей внутреннего сгорания.

Slynko G., Slynko V. Structure forming and managing of properties of phosphorous cast irons for parts of internal combustion engine

Purpose. Improving the mechanical and operational properties of details of internal combustion engines by managing the structure formation of phosphorous cast irons.

Research methods. Graphitized and bleached phosphorous cast irons with lamellar and globular graphite of laboratory and industrial melts, melted in electric induction furnaces with alloying modification and fractional casting into dry sand molds were investigated. Chemical composition, microstructure, physical and mechanical properties were determined using standard methods. Non-destructive quality control of engine parts, statistical analysis of experimental data and deterministic factor analysis of the influence of structural components on the properties of the cast irons were carried out according to the methods developed with the participation of the authors. Bench and road motor tests of optimal composition cast irons details were carried out in engines according to standard and factory methods in accordance with state standards.

Obtained results. The general laws and principles of the formation of the microstructure of cast irons with lamellar and nodular graphite are determined depending on the degree of their alloying with phosphorus and the influence of the scale factor. It has been established that phosphide eutectic in an amount of up to 5.8 % is a strengthening structural component and increases strength, hardness, wear resistance, heat resistance, and machinability of phosphorous cast irons with blade tools. The negative effect of phosphide eutectic on plastic properties and cyclic fracture toughness is less significant than the effect of increasing amounts of ferrite, its grain size and graphite. Optimal chemical compositions and microstructures of phosphorous cast irons for internal combustion engines details are recommended.

Scientific novelty. For the first time, a comprehensive system for managing the properties of phosphorous cast irons has been developed, including the analytical determination of the required characteristics of structural components and the technology for their production.

Practical value. Methods and technologies for melting, alloying, modifying, heat treatment and surface hardening of phosphorous cast irons have been developed. They make it possible to provide the required level of mechanical and operational properties of internal combustion engines details.

Key words: cast iron, phosphide eutectic, structure forming, properties, parts of internal combustion engines.

UDC 669.245.018.044:620.193.53

Cand. of Techn. Sciences Glotka O. A.

Zaporizhzhia Polytechnic National University, Zaporizhzhia

PREDICTION CARBIDES COMPOSITION IN NICKEL-BASED SUPERALLOYS DIRECTIONAL CRYSTALLIZATION

Objective. To study the specifics of the distribution of alloying elements in the carbides of the multicomponent system Ni-5Cr-9Co-6Al-1Ti-11.7W-1.1Mo-1.6Nb-0.15C by directional crystallization, using the calculated method of CALPHAD prediction.

Research methods. To find regularities and calculate the distribution of alloying elements in the alloy, the latest CALPHAD method was chosen, and modeling of thermodynamic processes of phase crystallization was performed.

The obtained results. The results of thermodynamic calculations of the chemical composition of carbides are given in the form of mathematical dependences. The equation of the influence of alloying elements on the dissolution (release) temperature of carbides is obtained. It is shown that the obtained dependences are closely correlated with the thermodynamic processes occurring in the system.

Scientific novelty. It is shown that with increasing total concentration of carbide-forming elements, the chemical composition of carbides becomes more complicated. The titanium content of more than 2% leads to an increase in the temperature of the carbide liquidus, and at 4.5% topologically densely packed phases is formed. When the concentration of molybdenum in the alloy is more than 4%, the probability of precipitating topologically close-packed phases in the structure increases markedly, which negatively affects the mechanical properties and heat resistance.

Practical value. Based on an integrated approach for multicomponent heat-resistant nickel-based alloys, new regression models were obtained that allow adequately predict the chemical composition of carbides by the chemical composition of the alloy, which allowed to solve the problem of calculated prediction of carbide composition by chemical composition of the alloy.

Key words: heat-resistant alloys based on nickel directional crystallization, alloying system, CALPHAD method, structure, composition of carbides.

Introduction

Numerous studies and statistical data on aircraft breakdowns due to engine failure have shown that the main reason for the destruction of the blades of gas turbine engines (the most loaded engine parts) is their rupture along grain boundaries oriented perpendicular to the main tensile stresses from centrifugal forces. This served as an impetus for the development of directional crystallization technology, which ensures the production of blades with a columnar structure, the grain boundaries of which are oriented parallel to the main axis of the blade. The blades with a columnar structure have a longer service life on the engine, in contrast to blades with an equiaxial structure. Nickel-based superalloys are used for the manufacture of directional solidification rotor blades. The main phases of such alloys are a solid solution based on nickel and a strengthening phase based on the Ni₃Al intermetallic compound with a superstructure of the L1₂ type (γ' -phase); in addition, there are carbides of the MeC, Me₂₃C₆, and M₆C types, which are precipitated at the boundaries and within grains in the form of dispersed inclusions [1, 2].

The role of carbides is very complex in nickel-based superalloys. They affect mechanical properties depending

on their morphology and distribution. Fine blocky particles at the grain boundary can have a reinforcing effect, inhibiting the sliding of the boundaries, thereby improving creep and tensile strength. On the other hand, if they are present in the form of continuous films at the grain boundaries, they have a detrimental effect on the plasticity [3, 4]. The main methods for studying such fine structures is X-ray spectroscopy, which fully makes it possible to determine the main characteristics of [5].

The objective of this work is to study the specifics of the influence of alloying elements on the distribution of various types of carbides in the structure, their topology and morphology, as well as their composition for a multicomponent system such as Ni-5Cr-9Co-6Al-1Ti-11.7W-1.1Mo-1.6Nb-0.15C using the calculated prediction method CALPHAD (passive experiment) compared with data obtained by electron microscopy (active experiment).

Material and research technique

Modeling of thermodynamic processes occurring during crystallization (cooling) or heating in the structure of alloys was carried out by the CALPHAD method [6].

In the multicomponent alloying system (Ni-5Cr-9Co-6Al-1Ti-11.7W-1.1Mo-1.6Nb-0.15C), which corresponded

to the average composition of the ZhS-26VI alloy, the range of variation of the elements was chosen for reasons of maximum and the minimum amount of an element introduced into superalloys. Thus, for the study, carbide-forming elements were selected in the following alloying ranges: carbon (0.02–0.2) %, titanium (1–6) %, niobium (0.1–4) %, molybdenum (1–6) %; tungsten (1–16) % by weight.

Experimentally, the composition of carbides was determined using an REM-106I electron microscope with an energy-dispersive X-ray spectral microanalysis system. This method was used to study the morphology and chemical composition of precipitated carbides in the alloy structure. The conversion of qualitative values into quantitative analysis was carried out automatically according to the program of the device. The relative error of the method is ± 0.1 % (by weight). The calculation results of the type of carbides and their chemical composition were compared with the experimental data obtained using electron microscopy.

The obtained values were processed in the Microsoft Office software package in the EXCEL package by the least squares method with obtaining correlation dependences of the “parameter-property” type and obtaining trend lines with mathematical equations of regression models that optimally describe these dependences. The obtained dependences have sufficiently high coefficients of determination $R^2 \geq 0.85$ and can be used for predictive calculations of the indicated characteristics with a relative error of $\pm 3.9\%$.

Research results and their discussion

The study of phase precipitation during the crystallization of the investigated alloy in the temperature range (1600–20 °C) showed that the most probable for the ZhS-26VI alloy is the precipitation of the main phases in the following order: carbides of the MC type; γ - solid solution; eutectic $\gamma + \gamma'$; intermetallic compounds of the γ' -phase type based on (Ni_3Al); carbides of the M_6C type.

It is known [1, 7, 8] that MC carbides are formed in the process of crystallization (solidification) in the form of discrete particles in the intergrain and intragranular space, as well as in the interdendritic regions. Carbides of the MC type are formed in a liquid due to strong segregation of carbon, when its amount is higher than 0.05 %, as well as at temperatures slightly below the solidification temperature of the alloy. In carbide reactions in alloys, they serve as the main source of carbon. In order of decreasing stability in superalloys, carbides are arranged in the series HfC, TaC, NbC, TiC. Carbides of this type are very stable at low temperatures, but at higher temperatures tend to be converted (degraded) into different types of secondary carbides. Carbides of the M_6C type are formed at temperatures of 815...980 °C in alloys with a higher content of refractory elements of tungsten and molybdenum. Mostly they stand out along the grain boundaries. Compared with carbides of the M_{23}C_6 type, M_6C carbides

are more stable at high temperatures [9]. The formation of carbides M_6C and M_{23}C_6 occurs according to the well-known reaction:

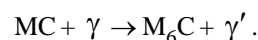


Figure 1 (a, b) shows that in the structure the volume fraction of both primary MC carbides and secondary M_6C carbides depends on the carbon content in the alloy composition and is optimally described by linear and parabolic functions (Table 1). It is shown that with an increase in the carbon content in the alloy, the volumetric amount of carbides of both types' increases. However, upon reaching a concentration of 0.12 % C, the amount of secondary carbide decreases, which is explained by the lack of carbon for the simultaneous formation of two types of carbides. At the same time, it is shown in (Fig. 1c) that the effect of carbon on the temperature t_L^{MC} of dissolution (or precipitation) of MC carbides has a rather complex character and is optimally described by a quadratic polynomial (Table 1). The effect of carbon on the temperature of dissolution (or precipitation) of secondary carbide M_6C is described by a directly proportional relationship (Fig. 1, d).

It is known [2, 10, 11] that titanium is contained in the majority of superalloys. Titanium is present not only in the composition of the strengthening γ' - phase, but is also a strong carbide-forming element, on the basis of which MC carbides are formed. In the alloying system under study, the primary niobium-based carbide also contains elements such as titanium, tungsten, molybdenum, and chromium. It was found that titanium affects not only the temperature of dissolution (precipitation) of the primary carbide MC, but also the analogous temperature of formation of the secondary carbide M_6C (Fig. 2). It was found that the dependencies are complex and are optimally described by linear and cubic polynomials (Table 1).

It was found that with an increase in the titanium content in the alloy, its concentration in the MC carbide also increases to 48.53 by weight (Fig. 1, c), which is optimally described by a parabolic function (Table 1). At the same time, the tungsten content in carbide increases within (15.5–20)%, while molybdenum and chromium decreases within (1.45–0.5)% and (1.14–0.48) % by weight, respectively. The niobium content in carbide decreases with increasing titanium from a concentration of 49.6 wt%. up to 17.4 wt%, which leads to the degeneration of the carbide MC. So, at a concentration of more than 2 % by weight Ti in the alloy, in MC carbide, the titanium content prevails over the niobium content, which is indirectly manifested at the temperature of dissolution (precipitation) of the secondary carbide by a minimum. In turn, at a titanium concentration of 4.5% wt. In the alloy, P- and μ - phases are formed, which belong to topologically close-packed (TCP) phases, which cause a decrease in the temperature of dissolution (precipitation) of the secondary carbide (Fig. 2, b).

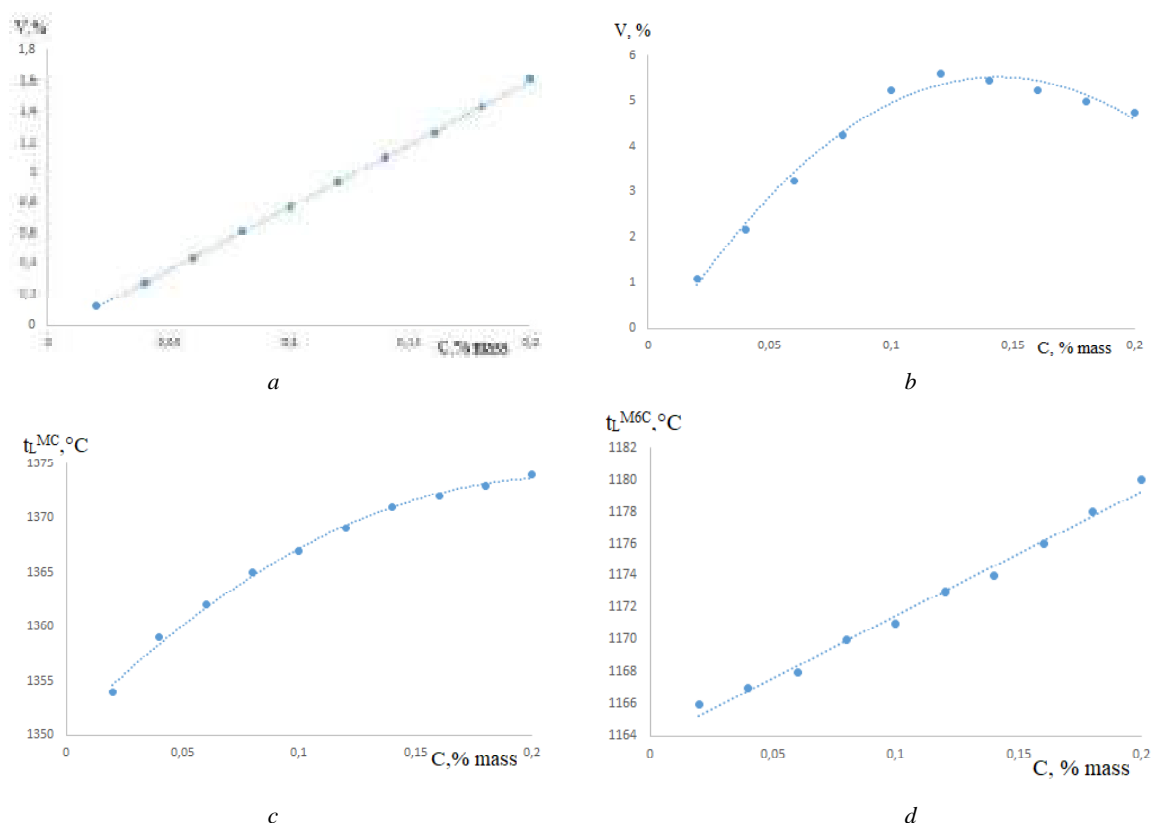


Fig. 1. change in the amount of carbides of type MC (a), M_6C (b) and the temperature of dissolution of carbide MC (c), M_6C (d) as a function of carbon content in the alloy

Table 1 – Polynomial dependences of the temperature of dissolution (precipitation) of carbides and the content of alloying elements in carbides on the content of alloying elements in the alloy

Alloying element	Dissolution (precipitation) temperatures of carbides, °C	Content of elements in carbide, wt%
C	$t_L^{MC}, ^\circ C = 8.2576(C) - 0.0513$ $t_L^{M_6C}, ^\circ C = -300.28(C)^2 + 86.296(C) - 0.6652$	$V_{MC} = -511.36(C)^2 + 217.95(C) + 1350.5$ $V_{M_6C} = 77.879(C) + 1163.7$
Ti	$t_L^{MC}, ^\circ C = 80.491 \cdot (C_{Ti}) + 1268.8;$ $t_L^{M_6C}, ^\circ C = -8.7956(C_{Ti})^3 + 73.727(C_{Ti})^2 - 180.3(C_{Ti}) + 1294.6$	carbides MC: $C_{Ti} = -1.0679(C_{Ti} \text{ in alloy})^2 + 12.85(C_{Ti} \text{ in alloy}) + 8.9873;$ $C_{Nb} = 2.1679(C_{Ti} \text{ in alloy})^2 - 21.36(C_{Ti} \text{ in alloy}) + 67.653;$ $C_W = -1.048(C_{Ti} \text{ in alloy})^2 + 8.2623(C_{Ti} \text{ in alloy}) + 8.6829$
Nb	$t_L^{MC}, ^\circ C = 1.2382 \cdot (C_{Nb})^2 - 8.3294 \cdot (C_{Nb}) + 1381;$ $t_L^{M_6C}, ^\circ C = -0.907(C_{Nb})^2 - 3.7649(C_{Nb}) + 1182.6$	carbides MC: $C_{Nb} = -5.3041(C_{Nb} \text{ in alloy})^2 + 42.301(C_{Nb} \text{ in alloy}) + 6.8364;$ $C_{Ti} = 1.5703(C_{Nb} \text{ in alloy})^2 - 14.836(C_{Nb} \text{ in alloy}) + 40.095;$ $C_W = 3.9361(C_{Nb} \text{ in alloy})^2 - 27.475(C_{Nb} \text{ in alloy}) + 51.534$
Mo	$t_L^{MC}, ^\circ C = -0.8252 \cdot (C_{Mo})^2 + 0.2308 \cdot (C_{Mo}) + 1371.5;$ $t_L^{M_6C}, ^\circ C = -10.163(C_{Mo})^2 + 114.4(C_{Mo}) + 1052.3$	carbides M_6C: $C_{Mo} = 4.7305(C_{Mo} \text{ in alloy}) + 3.7976;$ $C_W = -4.3064(C_{Mo} \text{ in alloy}) + 64.09$
W	$t_L^{M_6C}, ^\circ C = 49.214(C_W) + 595.07$	carbides MC: $C_{Nb} = 0.2444(C_W \text{ in alloy})^2 - 4.2089(C_W \text{ in alloy}) + 65.006;$ $C_W = -0.1951(C_W \text{ in alloy})^2 + 3.9132(C_W \text{ in alloy}) - 3.1815;$ carbides M_6C: $C_{Mo} = -0.7443(C_W \text{ in alloy}) + 16.973;$ $C_W = 1.3639(C_W \text{ in alloy}) + 45.03$

A change in the titanium content in the alloy does not affect the chemical composition of the secondary carbide. The average content of alloying elements in M_6C carbide is at the level: 61.5W-15.6Ni-9Cr-7.7Mo-3.8Co-1.85C-0.55Nb.

Niobium, as a strong carbide-forming element, with titanium forms primary MC carbide on a mixed basis [3, 12, 13]. Niobium affects the temperatures of carbide formation (Fig. 3 a, b), lowering them according to parabolic dependences (Table 1), which is explained by changes in the interatomic bond forces in these precipitates.

It is shown in (Fig. 3, c) that with an increase in the niobium content in the alloy above 1 % by weight, its concentration in the primary carbide increases and exceeds the concentration of titanium and tungsten. Thus, the titanium content in MC carbide decreases from 36.7 wt% up to 6.25 wt%, and tungsten from 47 wt% up to 3.75 % by weight, which leads to the formation of niobium-based carbide.

A change in the niobium content in the alloy does not affect the chemical composition of the secondary carbide. The average content of alloying elements in M_6C is at the level: 61.8W-15.9Ni-7.9Cr-8.23Mo-3.8Co-1.85C-0.52Nb.

Molybdenum, one of the elements that participates in the formation of secondary carbides and on its basis can form carbides of the M_6C [14, 15] type, while molybdenum can be a part of the $M_{23}CS_6$ carbides. Since only M_6C carbides are formed in the investigated composition, the effect of molybdenum on them will be considered later. Figure 4 show that molybdenum has a complex effect on the temperature of dissolution (precipitation) of carbides. The temperature of dissolution (precipitation) of primary carbides decreases according to the parabolic dependence with an increase in the amount of molybdenum (Table 1), and for secondary carbides, an increase in temperature is observed according to the parabolic dependence. This behavior is explained by a change in the strength of interatomic bonds in the secondary carbide, due to an increase in alloying with refractory molybdenum.

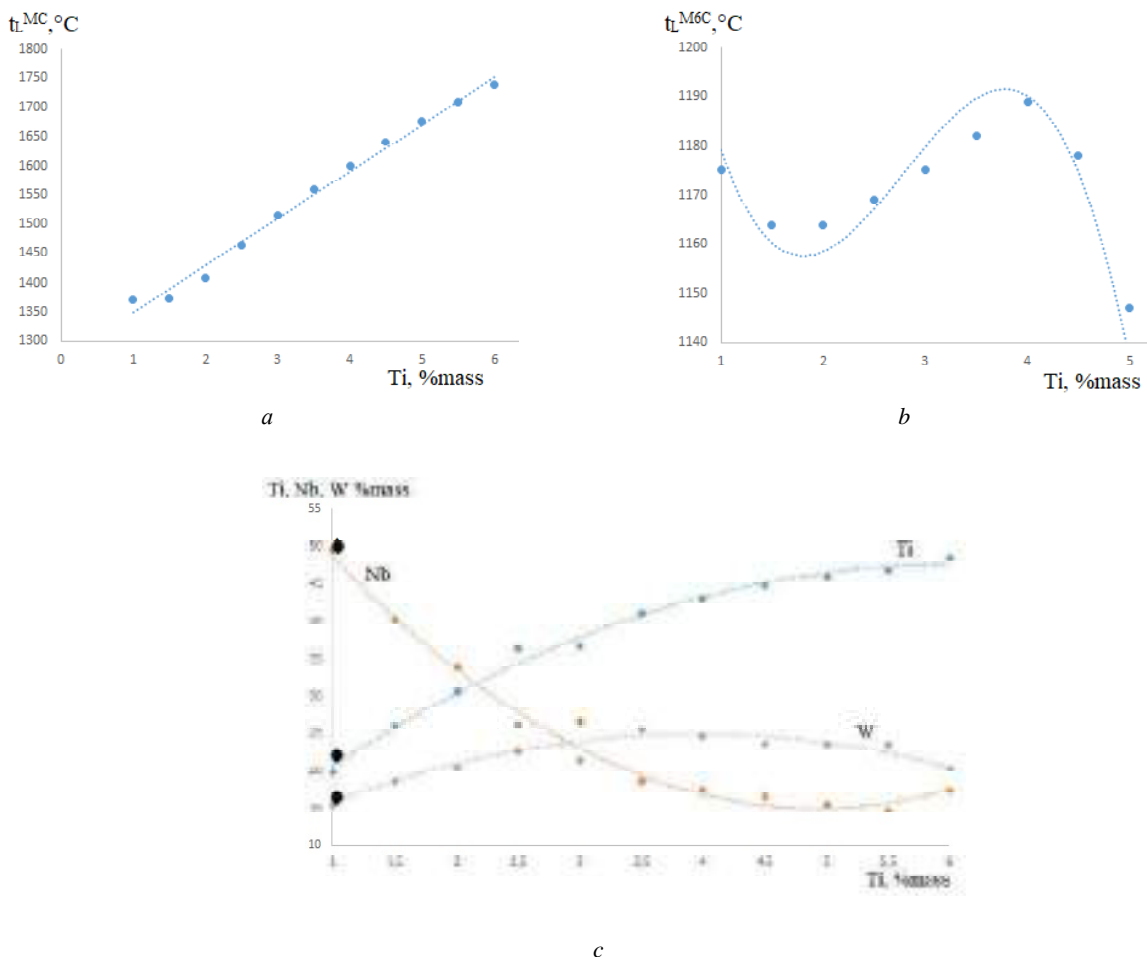


Fig. 2. The dependence of the temperature of dissolution (precipitation) of carbides of the type MC (a), M_6C (b) on the amount of titanium, tungsten and niobium in the primary carbide (c) on the content of titanium in the alloy

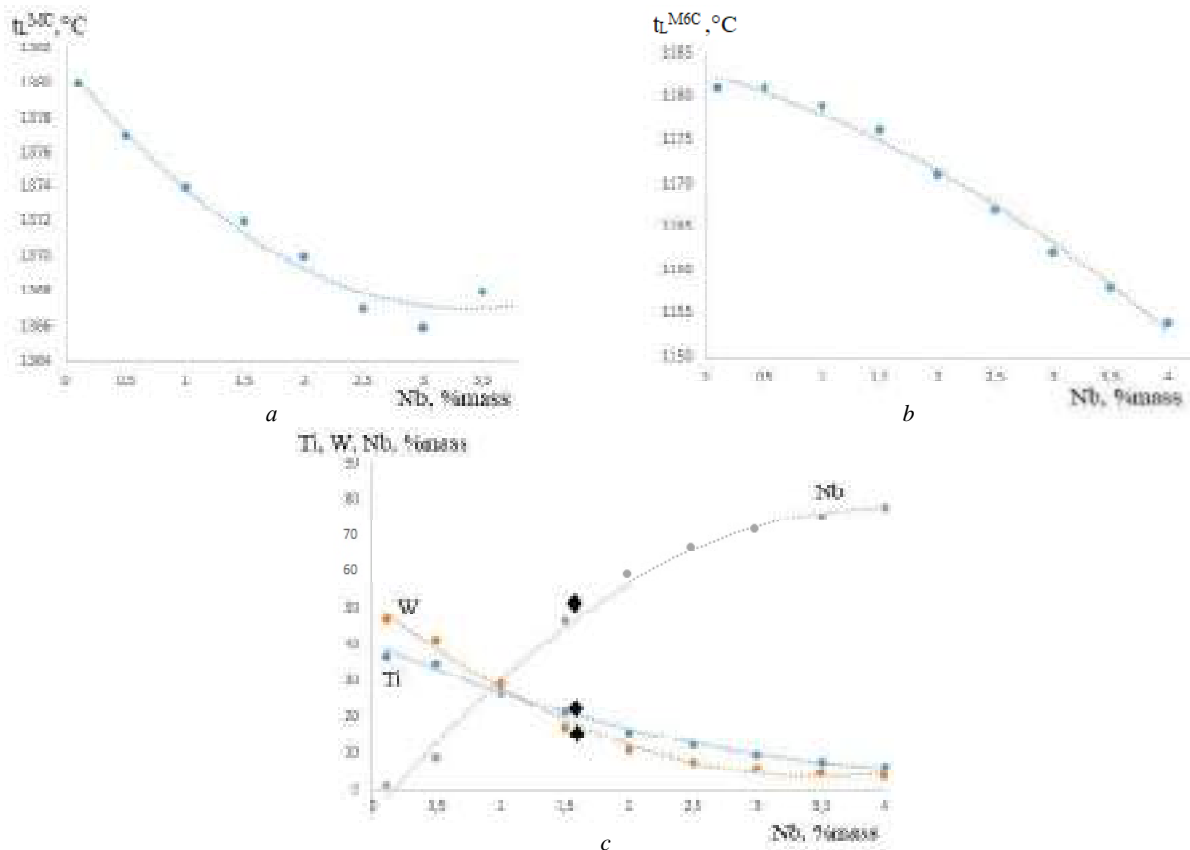


Fig. 3. The dependence of the temperature of dissolution of carbides MC (a), M_6C (b), the amount of titanium, tungsten and niobium in the primary carbide (c) of the niobium content in the alloy

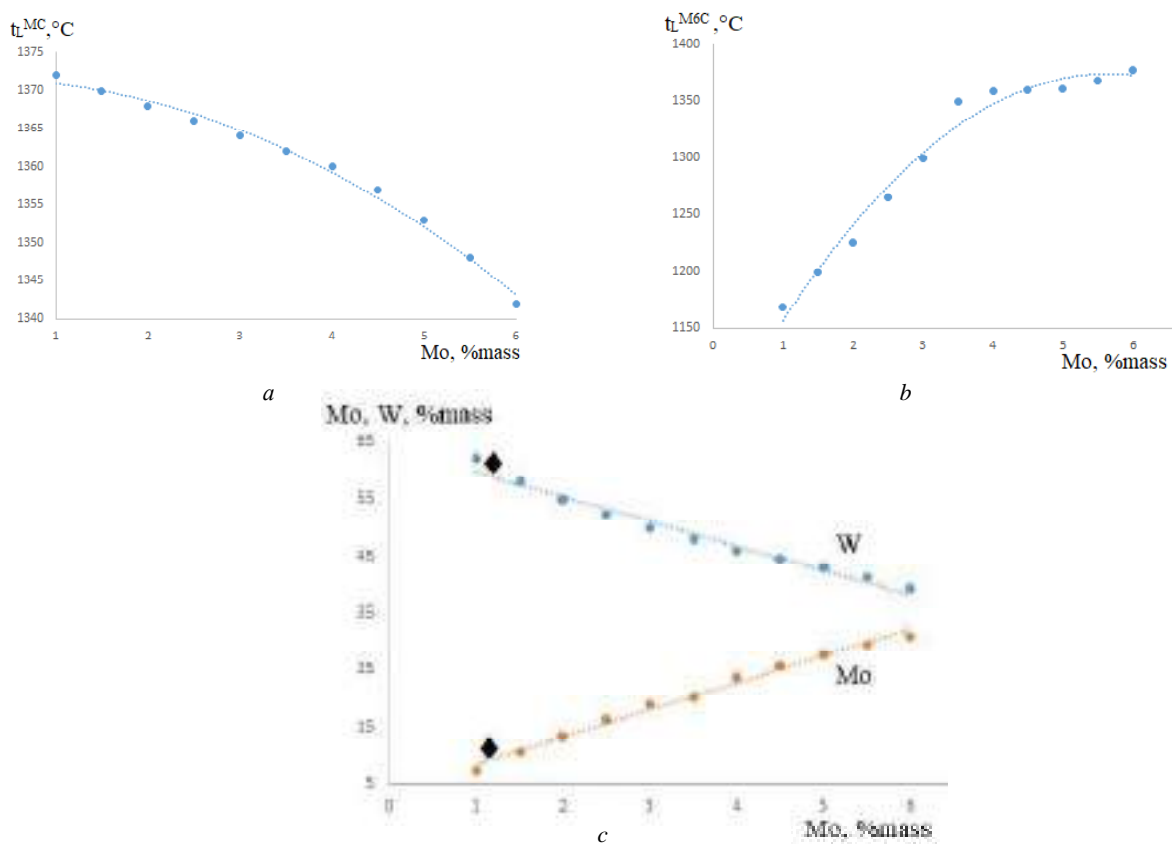


Fig. 4. The dependence of the temperature of dissolution of carbides MC (a), M_6C (b), the amount of tungsten and molybdenum in the secondary carbide (c) of the molybdenum content in the alloy

Molybdenum does not affect the chemical composition of the primary carbide, the average composition of which is at an average level of 46.7Nb-22.3Ti-15.3W-12.3C-2.6Mo-0.8Cr. However, when the content of molybdenum is more than 4%, the carbide degenerates. The composition of M_6C carbide changes significantly with an increase in the amount of molybdenum in the alloy. In addition to the fact that the content of molybdenum in the carbide increases and the tungsten content decreases (Fig. 4, c), the appearance of the m-phase is observed at a concentration of more than 4 %, which reduces the strength characteristics of the alloy.

Tungsten is introduced into the composition of heat-resistant alloys in order to increase the temperature level of phase transformations, and, consequently, the heat resistance of the alloy [16]. The tungsten content in superalloys is within a fairly wide range of 1–16 % by weight. A further increase in the tungsten content significantly increases the probability of precipitation of phases in the TCP structure. Tungsten has practically no effect on the temperature of dissolution (formation) of MC carbide and has a linear effect on the temperature of dissolution (formation) of M_6C carbide (Fig. 5) (up to a concentration of 10 % tungsten, M_6C carbide is not formed).

An increase in the concentration of tungsten in the alloy leads to a decrease in the concentration of niobium in MC carbide and a simultaneous increase in tungsten, which obeys the parabolic law (Table 1). The extreme on the curves (Fig. 5, b) correspond to a concentration of 10 % W, which is associated with the appearance of M_6C carbides in the structure. Upon reaching 13 % W, the primary carbide degenerates.

The change in the concentration of alloying elements in the secondary carbide obeys a linear law (Table 1). In this case, the tungsten content increases by 10 %, for molybdenum, nickel and chromium it decreases by 5 %, 3 %, and 2 %, respectively. Thus, the secondary carbide approaches the tungsten-based monocarbide.

The results of calculating the phase composition obtained by the CALPHAD method were further compared with the experimental data obtained using electron microscopy in the microprobe mode on a scanning electron microscope REM-106I. Typical morphology of primary carbides, which is most often found in the structure of alloys of this class in the form of blocks and hieroglyphs (Fig. 6 a, b). Carbides of the M_6C type in this alloy are present in block form (Fig. 6 c, d). The most preferable is the block type of secondary carbide precipitation, since in this case we have a lower level of stress concentration with the matrix.

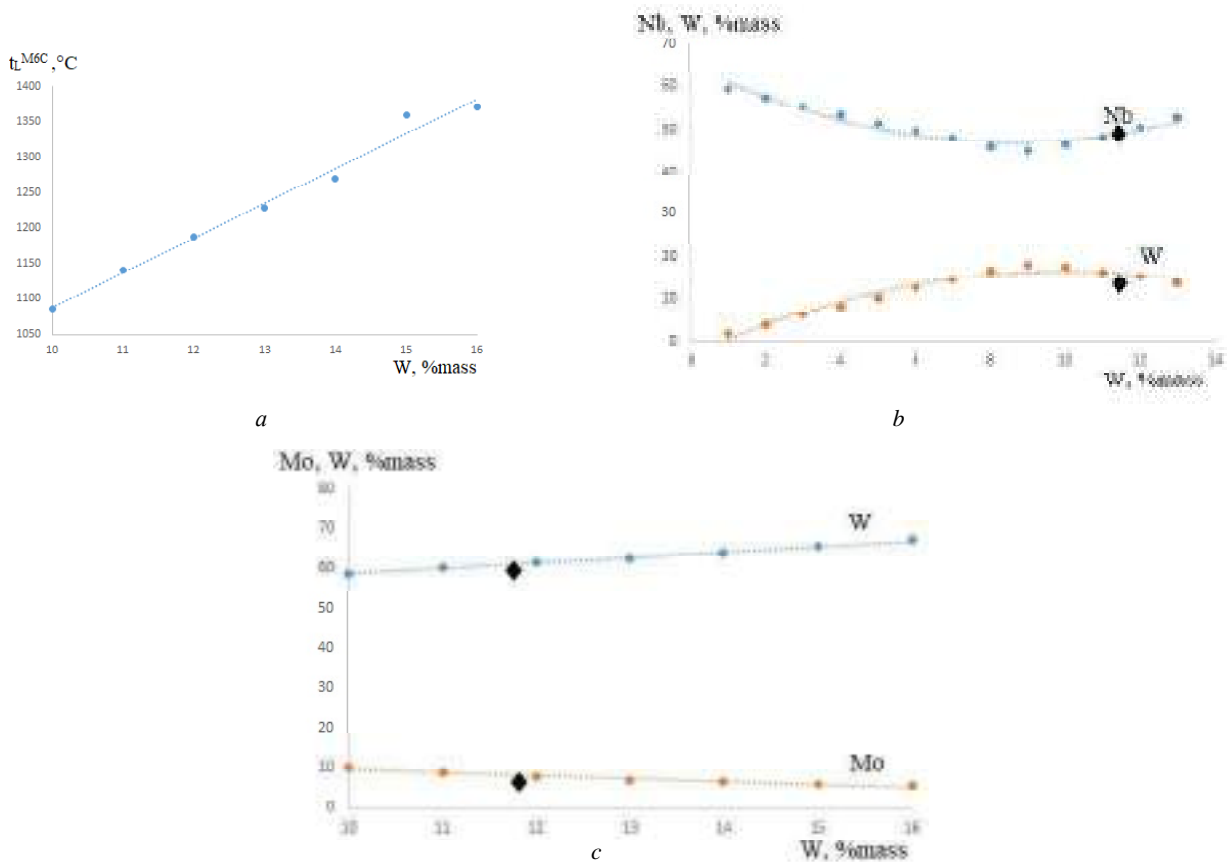


Fig. 5. The dependence of the temperature of dissolution of carbides M_6C (a), the amount of tungsten and niobium in the primary carbide (b), the amount of tungsten and molybdenum in the secondary carbide (c) of the tungsten content in the alloy

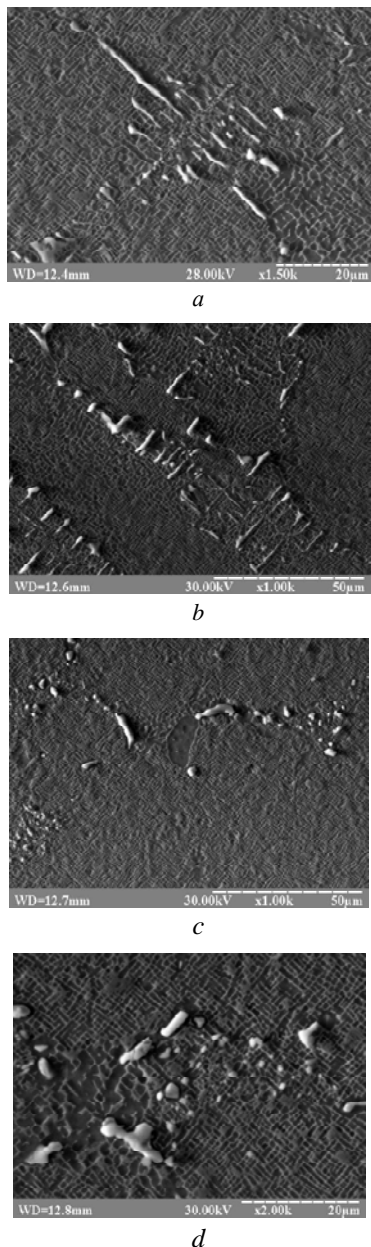


Fig. 6. Typical morphology carbides in the structure of superalloy ZhS 26

The composition of carbides was determined experimentally by X-ray diffraction analysis using an electron microprobe. The obtained experimental data agree with the results of thermodynamic calculations obtained by the CALPHAD method. It has been experimentally established that the composition of MC carbides includes niobium, titanium, tungsten, molybdenum, and cobalt; M_6C carbides include tungsten, molybdenum, cobalt, nickel, chromium, and niobium (Table 2). The X-ray spectra obtained from the characteristic points are shown in Figure 7. The errors in determining the elements by this method did not exceed $\pm 0.1\%$ by weight.

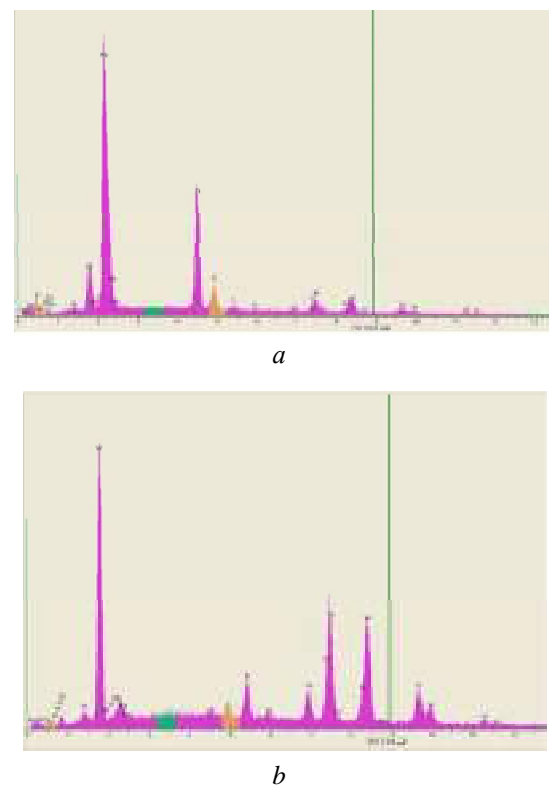


Fig. 7. X-ray spectra obtained from carbides MC (a) and M_6C (b) alloy ZhS 26

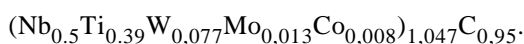
Table 2 – The chemical composition carbides, calculated according to the obtained dependences and the experimental X-ray microanalysis at 20 ° C for alloy ZhS 26

Method of obtaining results	Element content, % wt. [at. %]							
	Nb	Ti	W	Mo	Co	Ni	Cr	C
MC								
Calculated	49.6 [25.49]	19.93 [19.88]	15.54 [4.04]	1.45 [0.72]	1.14 [0.92]	-	-	12.3 [48.9]
Experimental	50.24 [25.8]	20.42 [20.35]	15.27 [3.96]	1.3 [0.65]	0.51 [0.41]	-	-	12.3 [48.8]
M_6C								
Calculated	0.39 [0.38]	-	61.26 [30.9]	8.01 [7.74]	3.78 [5.95]	16.5 [26.05]	8.22 [14.66]	1.85 [14.28]
Experimental	0.6 [0.58]	-	59.62 [29.57]	7.5 [7.12]	4.92 [7.61]	18.4 [28.6]	7.1 [12.45]	1.85 [14.05]

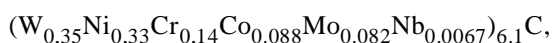
Note - the calculation of stoichiometric formulas for secondary carbides was carried out on the basis of the data shown in Table 2 in at. %

Table 2 shows that the calculated and experimental data are in good agreement with each other for almost all elements, the deviation between the calculated and experimental values does not exceed $\pm 2\%$ by weight.

Based on the obtained experimental values, the stoichiometric formula for carbides was calculated, which made it possible to establish the real type of carbides in the structure of the alloy under study. The stoichiometric formula of primary carbide with conversion from weight% to atomic% corresponds to the following ratio:



Based on the obtained formula for primary carbides, it follows that the total ratio of metallic elements and carbon does not fully comply with the rule of a rigid ratio of 1:1. There is a slight increase in the total concentration of metallic elements. The same feature is observed in carbides of the M_6C type; it corresponds to the following compound formula:



which also does not fully comply with the 6: 1 ratio rule in carbides of this type.

Thus, the calculated data obtained by the CALPHAD method for determining the type and chemical composition of carbides showed good convergence and agreement with the experimental data obtained by electron microscopy.

Conclusions

1. On the basis of an integrated approach, computational and experimental, for multicomponent superalloys, new regression models were obtained that allow to adequately predict the chemical composition of carbides by the chemical composition of the alloy, this made it possible to solve the problem of calculating the prediction of the composition of carbides by the chemical composition of the alloy, which was confirmed by the obtained experimental data.

2. Dependences of the influence of alloying elements on the temperature of dissolution (precipitation) of carbides in the alloy of the Ni-5Cr-9Co-6Al-1Ti-11.7W-1.1Mo-1.6Nb-0.15C system have been established. It is shown that changes in the course of the curves of the temperature dependence on the element content closely correlate with the thermodynamic processes occurring in the system, that is, the curves exhibit extrema accompanying the change in the stoichiometry of carbides or the precipitation of new phases.

3. It is shown that with an increase in the total concentration of carbide-forming elements, the chemical composition of carbides also becomes more complex. It was found that with an increase in the carbon content in the alloy, the volumetric amount of carbides increases. However, upon reaching a concentration of 0.12 % C, the amount of secondary carbide decreases, which is explained by the lack of carbon for the simultaneous formation of two types of carbides. At a concentration of more than 2 % wt. Ti

in the alloy, in MC carbide, the titanium content prevails over the niobium content, which is indirectly manifested at the temperature of dissolution (precipitation) of the secondary carbide by a minimum. In turn, at a titanium concentration of 4.5 % wt. In the alloy, P- and m-phases are formed, which belong to TCP - phases, which causes a decrease in the temperature of dissolution (precipitation) of the secondary carbide. With an increase in the niobium content in the alloy above 1 % by weight, its concentration in the primary carbide increases and exceeds the concentration of titanium and tungsten. An increase in the content of molybdenum over 4 % is accompanied by the appearance of the m-phase, which reduces the strength characteristics of the alloy. An increase in the concentration of tungsten in the alloy leads to a decrease in the concentration of niobium in the MC carbide and a simultaneous increase in tungsten. At 10 % W, M_6C carbide is formed, and at 13 % W, the primary carbide degenerates.

4. A comparative assessment of the calculated results obtained by the CALPHAD method and the experimental data obtained by the x-ray microanalysis was carried out. The results obtained for determining the type and chemical composition of secondary carbides are consistent with each other.

References

1. Szczotok A., Szala J., Cwajna J. and Hetmacczyk M. – 2006 Mater. Charact. 56 348 <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.10.011>
2. Wei C. N., Bor H. Y., Ma C. Y. and Lee T. S. – 2003 Mater. Chem. Phys. 80 89 [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(02\)00316-4](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(02)00316-4)
3. Mitchell A., Cockcroft S. L., Schvezov C. E., Loquet J. N., Fernihough J. and Schmalz A. J. 1996 High Temperature Materials Processes 15 (1/2) 27 <https://doi.org/10.1515/HTMP.1996.15.1-2.27>
4. Chen J., Lee J. H., Jo C. Y., Choe S J and Lee Y T 1998 Mater. Sci. Eng. A 247 113 [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00761-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00761-2)
5. P.A.J. Bagot, O.B.W. Silk, J.O. Douglas, S. Pedrazzini, D.J. Crudden, T.L. Martin, M.C. Hardy, M.P. Moody, and R.C. Reed: Acta Mater., 2017, Vol. 125, P. 156–65. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.053>
6. Berthod, P., Heil, C., and Aranda, L.: J. Alloys Compd. 504, 243 (2010) <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.05.101>
7. Moroz, A.N., Glotka, A.A. Met Sci Heat Treat. 57, 264–267 (2015). <https://doi.org/10.1007/s11041-015-9872-8>
8. Balitskii A., Ivaskevich L. Adv. in Mat. Sci. and Eng. – 2019. – Article ID 3680253. – doi.org/10.1155/2019/3680253
9. T.-H. Lee, H.-Y. Suh, S.-K. Han, J.-S. Noh, J.-H. Lee. J. Nucl. Mater. 479, 85–92 (2016) <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.06.038>
10. Glotka A. A., Haiduk S. V. Materials Science. – 2019. – 55, N 6. – P. 91–95.
11. P. Kontis, D.M. Collins, A.J. Wilkinson, R.C. Reed, D. Raabe, and B. Gault: Scr. Mater., 2018, Vol. 147, P. 59–63. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.12.028>
12. J. Jiang, J. Yang, T. Zhang, J. Zou, Y. Wang, F.P.E. Dunne,

- and T.B. Britton: Acta Mater., 2016, Vol. 117, P. 333–44. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.023>
13. S. Antonov, J. Huo, Q. Feng, D. Isheim, D.N. Seidman, R.C. Helmink, E. Sun, and S. Tin: Mater. Sci. Eng. A, 2017, Vol. 687, P. 232–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.064>
14. W. Ren, F. Lu, P. Nie, R. Yang, X. Liu, K. Feng et al. J. Mater. Process. Technol. 247, 296–305 (2017) <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.003>
15. Glotka, A.A. Moroz, A.N. Materials Science – 2019. – Vol. 54, N 6. – P. 1–7 <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00267-2>
16. Balitskii A. I., Vytvytskyi V. I., and Ivaskevich L. M. Proc. Eng. – 2010. – 2, N1. – P. 2367–2371. doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.253

Одержано 30.12.2020

Глотка О. А. Карбіди в жароміцних сплавах направленої кристалізації

Мета роботи. Вивчити специфіку розподілу легувальних елементів у карбідах багатокомпонентної системи Ni-5Cr-9Co-6Al-1Ti-11.7W-1.1Mo-1.6Nb-0.15C за направленої кристалізації, за допомогою розрахункового методу прогнозування CALPHAD.

Методи досліджень. Для пошуку закономірностей та розрахунку розподілу легувальних елементів в сплаві, було обрано новітній метод CALPHAD, та проведено моделювання термодинамічних процесів кристалізації фаз.

Отримані результати. Результати термодинамічних розрахунків хімічного складу карбідів наведені в вигляді математичних залежностей. Отримано рівняння впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) карбідів. Показано, що отримані залежності тісно корелюють з термодинамічними процесами, що відбуваються в системі.

Наукова новизна. Показано, що при підвищенні сумарної концентрації карбідоутворюючих елементів, ускладняється і хімічний склад карбідів. Вміст титану більше 2 призводить до підвищення температури карбідного ліквідусу, а при 4,5 утворюються топологічноцільнопаковані фази. При концентрації молибдену в складі сплаву більше 4 помітно підвищується ймовірність виділення в структурі топологічноцільнопакованих фаз типу m , що чинить негативний вплив на механічні властивості і жароміцність.

Практична цінність. На основі комплексного підходу для багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі нікелю отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати хімічний склад карбідів за хімічним складом сплаву, це дозволило реалізувати рішення задачі розрахункового прогнозування складу карбідів за хімічним складом сплаву.

Ключові слова: жароміцні сплави на основі нікелю спрямованої кристалізації, система легування, метод CALPHAD, структура, склад карбідів.

Глотка А. А. Карбиды в жаропрочных сплавах направленной кристаллизации

Цель. Изучить особенности распределения легирующих элементов в карбидах многокомпонентной системы Ni-5Cr-9Co-6Al-1Ti-11.7W-1.1Mo-1.6Nb-0.15C методом направленной кристаллизации с помощью расчетного метода CALPHAD.

Методы исследования. Для выявления закономерностей и расчета распределения легирующих элементов в сплаве был выбран новейший метод CALPHAD и выполнено моделирование термодинамических процессов кристаллизации.

Полученные результаты. Результаты термодинамических расчетов химического состава карбидов представлены в виде математических зависимостей. Получено уравнение влияния легирующих элементов на температуру растворения (выделения) карбидов. Показано, что полученные зависимости тесно коррелируют с термодинамическими процессами, происходящими в системе.

Научная новизна. Показано, что с увеличением общей концентрации карбидообразующих элементов химический состав карбидов усложняется. Содержание титана более 2% приводит к повышению температуры карбидного ликвидуса и при 4,5% образуются топологически плотно упакованные фазы. При концентрации молибдена в сплаве более 4% вероятность выделения в структуре топологически плотно упакованных фаз заметно возрастает, что отрицательно сказывается на механических свойствах и жаростойкости.

Практическая ценность. На основе комплексного подхода для многокомпонентных жаропрочных сплавов на основе никеля получены новые регрессионные модели, позволяющие адекватно прогнозировать химический состав карбидов по химическому составу сплава, что позволило решить задачу расчетного прогнозирования карбидного состава по химическому составу сплава.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы на основе никеля направленной кристаллизации, система легирования, метод CALPHAD, структура, состав карбидов.

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ СОСТАВОВ Fe-Ni В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Цель работы. Установить причины аномально большого смещения мартенситной точки в некоторых сталях и сплавах железа в сильных импульсных магнитных полях при низких температурах.

Методы исследований. Обобщение экспериментальных и теоретических исследований по влиянию сильных магнитных полей на мартенситное превращение в сталях и сплавах железа с учетом магнитного состояния аустенита и мартенсита.

Полученные результаты. Получены распределения смещений мартенситной точки ΔM_s в различных экспериментах от содержания основного компонента – железа и температуры начала мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (мартенситной точки M_s). Показано, что полученная зависимость $\Delta M_s(M_s)$ в сильном магнитном поле при низких температурах распадается на две составляющие, одна из которых коррелирует с обобщенными уравнениями Клапейрона-Клаузиуса, а другая противоположна ей. Кроме того, установлено, что стали и сплавы с интенсивным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением в магнитном поле имеют в своем составе не менее 72,5% железа (масс.), которое при низких температурах в ГЦК-структуре является антиферромагнетиком.

Научная новизна. Аномальная температурная зависимость распределения в сильном магнитном поле объяснена на основе квантовых представлений о магнитном взаимодействии атомов в системе Fe-Ni. Этот эффект связан с рядом других инвариных эффектов, в частности, с аномально большими спонтанной и вынужденной магнитоупругими, сильной зависимостью результирующего обменного интеграла от межатомного расстояния. Обосновывается точка зрения, согласно которой в этих сталях и сплавах в магнитном поле $\gamma \rightarrow \alpha$ -переход происходит по типу «магнитного фазового перехода первого рода». Предполагается, что зарождение мартенситной фазы в магнитном поле происходит в локальных областях γ -фазы с дезориентированными атомными магнитными моментами (высокой сжимаемостью и повышенной вынужденной магнитоупругостью).

Практическая ценность. Полученные в работе сведения дают основания для объяснения кинетических особенностей преобразования аустенита в мартенсит в сталях и сплавах железа.

Ключевые слова: инвариные сплавы, магнитные неоднородности, гистерезис $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перехода, магнитные переходы первого и второго рода, сильное магнитное поле, отрицательное давление.

Введение

В настоящей работе обсуждается влияние сильных импульсных магнитных полей и магнитного состояния γ -фазы на мартенситное превращение (МП) в инвариных сплавах Fe-Ni и сплавах Fe-Ni, легированных переходными элементами, с целью выяснения причин существования различных кинетических вариантов возникновения мартенсита [1–4].

Ранее предполагалось [5, 6], что зарождение атермического мартенсита может быть связано с концентрационными неоднородностями состава, в которых содержание атомов железа превышает среднее по всему сплаву. Неоднородности состава одновременно могут быть магнитными неоднородностями в ферромагнитной γ -фазе. Последние экспериментально под-

тверждены и теоретически обоснованы во многих работах в связи с инвариным вопросом [7]. Чистое железо в ГЦК-решетке при низких температурах антиферромагнитно с точкой Нееля $T_N \approx 67$ К. Присутствие в антиферромагнитном кластере - Fe атомов никеля должно приводить к дезориентации спиновых магнитных моментов атомов. Но, как при низких, так и при более высоких температурах (в области парамагнетизма - Fe) состояние таких участков должно сильно зависеть от внешнего магнитного поля, которое стремится перевести такую систему спинов в коллинеарную магнитную структуру с увеличением удельного объема.

Влияние магнитного поля на МП

Впервые действие сильного импульсного магнитного поля на МП в стали было экспериментально обна-

ружено в роботі [8]. Теоретическе пояснення підвищенню температури МП в магнітному полі (як структурно-фазового переходу), було дано в роботі [9]. Сміщення мартенситної точки було пояснено при допомозі обобщенної формули Клапейрона-Клаузиуса, учитывая, что изменение удельного термодинамического потенциала в сильном внешнем поле напряженностью H определяется разностью намагниченностей превращающихся фаз

$$\Delta M_{S1} = M_S (I_\alpha - I_\gamma) H / q, \quad (1)$$

где I_α и I_γ – намагниченности α - и γ -фаз, q – удельная теплота превращения, M_S – температура начала мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода при $H = 0$.

Позже, в работе [10] было показано, что относительное изменение объема γ -фазы $\Delta V / V$ некоторых сплавов и сталей, испытывающих МП в магнитном поле напряженностью 26–30 МА/м, достигает величины $\sim 10^{-3}$ – 10^{-2} . Такая деформация тела соответствует отрицательному давлению порядка 100–1000 МПа. Детальный анализ влияния магнитострикции парапроцесса на мартенситное превращение, выполненный в [11], привел к следующему соотношению:

$$\Delta M_{S2} = M_S \cdot \bar{\lambda}_2 \cdot \varepsilon \cdot \varepsilon_H / q; \quad (2)$$

$$\bar{\lambda}_2 = \frac{(c_{11} - c_{12})(c_{11} + 2c_{12})}{c_{11} + c_{12}}; \quad \varepsilon = \frac{\sqrt{2}a_\alpha - a_\gamma}{a_\gamma};$$

$$\varepsilon_H = \frac{1}{3V} \left(\frac{\partial V_2}{\partial H} - \frac{\partial V_1}{\partial H} \right) H,$$

где $\bar{\lambda}_2$ – эффективный модуль упругости второй фазы, c_{11} , c_{12} – модули упругости кубического кристалла, ε – несоответствие решеток α - и γ -фаз в отсутствие магнитного поля, a_α и a_γ – параметры решеток α - и γ -фаз, ε_H – разность стрикционных деформаций фаз. Численный расчет, полученный для наиболее изученного сплава Fe-30Ni (масс. %), показал, что смещение мартенситной точки в результате деформации γ -фазы по порядку величины сопоставимо со смещением M_S за счет намагниченности и равно нескольким десяткам кельвинов (в магнитном поле напряженностью 28 МА/м, рассчитанное ΔM_S по формулам (1) и (2), соответственно равно 40–50 и 30–40 К).

Полученный результат может быть дополнен учетом зависимости упругих модулей фаз от сильного магнитного поля:

$$\Delta M'_S = M_S \cdot \Delta \bar{\lambda}_2 \cdot \varepsilon^2 / 2q; \quad (3)$$

$$\Delta M''_S = M_S \cdot \Delta e' \cdot D / Lq, \quad (4)$$

где $\Delta \bar{\lambda}_2$ – изменение эффективного упругого модуля второй фазы в магнитном поле, $\Delta e'$ – изменение поправочного слагаемого e' в выражении для принятой в [11] упругой энергии критического зародыша мартенсита в форме плоской пластины $eV = (e_0 + e'D/L)V$, e_0 – главное слагаемое удельной упругой энергии, D – толщина пластины протяженностью L , $V = DL^2$ – объем зародыша мартенсита. Магнитоупругий сдвиг $\Delta M'_S$ в рассматриваемых сплавах Fe-Ni трудно оценить, поскольку неизвестна зависимость модулей упругости α -фазы от магнитного поля, а именно они определяют упругую энергию. В γ -фазе $\partial \lambda / \partial H$ весьма велико [12]. Но в α -фазе $\partial \lambda / \partial H$ как и $\partial V / \partial H$ должно быть значительно меньше, чем в γ -фазе. Поэтому можно думать, что $\Delta M'_S$ во много раз меньше, чем ΔM_S в формулах (1) и (2). Большая величина $\partial \lambda / \partial H$ в γ -фазе (матрице) должна приводить к большому $\Delta e'$, определяющему сдвиг $\Delta M''_S$. Однако, поскольку выражение (4) содержит малый множитель D/L , для тонких пластин этот сдвиг все же невелик [11].

На МП может влиять также непосредственное повышение температуры образцов вследствие парапроцесса, которое имеет обратимый характер, положительное значение и большую величину вблизи точки Кюри:

$$\Delta M_S^T = -\Delta T_{MK}. \quad (5)$$

Точка Кюри в α -фазе расположена высоко. Но в γ -фазе она сопоставима с мартенситной точкой. Оценка такого влияния магнетокалорического эффекта при парапроцессе на положение мартенситной точки в магнитном поле в сплавах Fe-Ni, проводилась в [13]. Измеренные зависимости $\Delta T_{MK}(H)$ до 1,5 МА/м в γ -фазе в окрестности точки Кюри T_C аустенита сплавов Fe-29,8Ni ($T < T_C$) и Fe-28,7Ni ($T > T_C$) приведены на рис. 1. В магнитных полях от 0,5 до 1,5 МА/м температура образцов растет практически линейно напряженности магнитного поля. Предполагая, что линейная зависимость сохраняется и при более сильных напряжениях H , можно оценить ΔT_{MK} в реально достигаемых импульсных магнитных полях. Например, в поле $H = 28$ МА/м (≈ 350 кЭ) температура образцов может повыситься максимально на 7–8 К, что составляет $\approx 10\%$ от величины смещения мартенситной точки в этих сплавах в эксперименте (70–80 К).

В работах [14, 15] указывалось на необходимость учета поправки к выражению (1) вследствие изменения намагниченности γ -фазы за счет парапроцесса в ней:

$$\Delta M_S^z = -M_S \cdot \chi_\gamma \cdot H^2 / 2q, \quad (6)$$

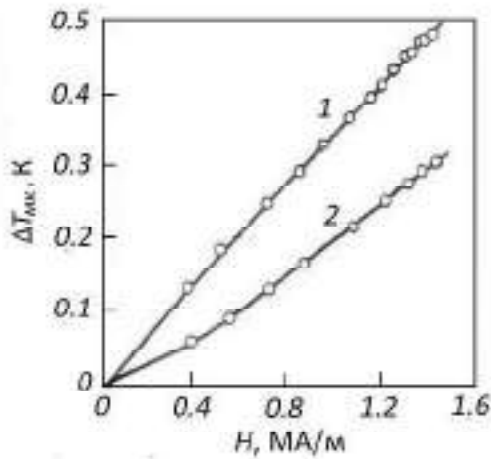


Рис. 1. Обратимое изменение температуры аустенита инварных сплавов в области парапроцесса: 1 – Fe-29,8Ni ($T < T_C$); 2 – Fe-28,3Ni ($T > T_C$) [13]

где χ_γ – магнитная восприимчивость парапроцесса γ -фазы. Однако, по нашему мнению, авторы [14,15] преувеличивают роль этого фактора. Магнитная восприимчивость при парапроцессе, как и магнитокалорический эффект, в инварных сплавах в сильных магнитных полях, в отличие от магнитострикции, не является аномально большой величиной [16, 17]. В частности, в магнитном поле $H = 0,1404$ MA/m (1,755 кЭ) при температуре на 15 К ниже точки Кюри, в классическом инваре Fe-35Ni и чистом никеле χ_γ имеет один и тот же порядок величины, соответственно ≈ 2 и $\approx 0,5 \cdot 10^{-3}$ [16]. Можно полагать, что и в α -фазе χ_α имеет близкое значение.

Таким образом, среди возможных факторов влияния сильного магнитного поля на смещение мартенситной точки M_S , только два реально соответствуют наблюдаемому эксперименту: магнитострикционный фактор (2) и фактор намагниченности (1). Разность намагниченностей в некоторых границах можно считать постоянной величиной, несущественно изменяющуюся в магнитном поле. Магнитострикция парапроцесса в полях выше технического намагничивания растет практически линейно H (рис. 2) [18]. То есть, результирующая зависимость $\Delta M_S(H)$ в достаточно сильных магнитных полях согласно выражениям (1) и (2) должна быть линейной и это наблюдается в многочисленных экспериментах [19]. Факторы, соответствующие формулам (3), (4), (5) и (6), имея незначительную величину и разные знаки, по-видимому, нивелируют друг друга и не могут существенно повлиять на характер превращения.

Магнитострикция парапроцесса в инварных сплавах, как и в обычных металлах, имеет максимальную величину вблизи точки Кюри. Однако в отличие от последних, в инварных сплавах Fe-Ni она на 1–2 порядка больше и занимает широкий температурный интервал

как выше, так и ниже точки Кюри, вплоть до абсолютного нуля [7]. Практически все сплавы на основе Fe-Ni вблизи точки Кюри и ниже ее должны обладать большой магнитострикцией парапроцесса. В частности, полевая зависимость $\Delta V_\gamma/V_\gamma$ аустенитного сплава Fe-24Ni-3,5Mn при температуре 77 К (точка Кюри $T_C < 77$ К), по характеру и величине близка к инварным сплавам Fe-Ni, полевая зависимость которых вблизи точки Кюри изображена на рис. 2 [18]. Большая магнитострикция парапроцесса при $T = 77$ К $> T_C$, наблюдается также и в суперпарамагнитной стали Fe-20Ni-2Cr-0,4C [10].

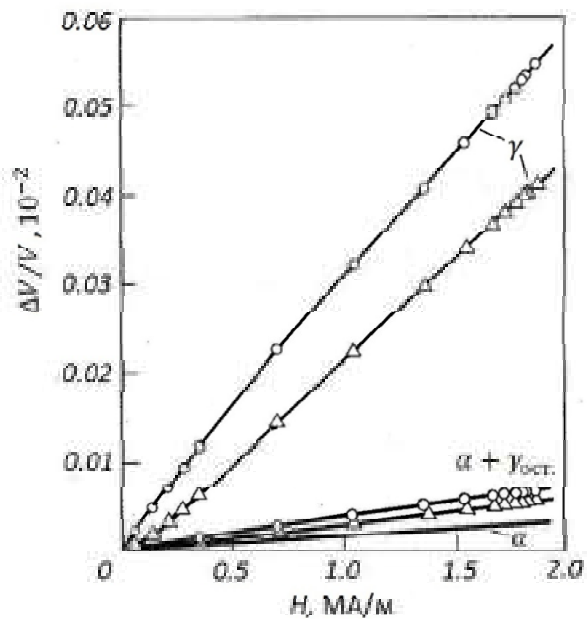


Рис. 2 Изменение объема $\Delta V/V$ γ -фазы сплавов Fe-29,8Ni (□, точка Кюри $T_C = 324$ К) и Fe-28,7Ni (Δ, $T_C = 283$ К) при 295 К в магнитном поле напряженностью до 1,9 MA/m; $\alpha + \gamma_{ост.}$ – после охлаждения образцов до 77 К и отогрева до 295 К; α – предполагаемая зависимость $\Delta V/V(H)$ в чистой α -фазе (без остаточного аустенита) [18]

Влияние магнитного поля на обратное МП

Анализ выражений (1) и (2) проведенный в [20] показал, то обнаруженный в [10, 11] магнитострикционный механизм влияния магнитного поля на МП, не является дополнением к формуле (1), как это предполагается в [3], а должен рассматриваться как независимый эффект. Рассмотрим как влияет магнитострикция парапроцесса аустенитной фазы на обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в сплавах Fe-Ni, которое при достаточно большом содержании никеля и сравнительно быстрых скоростях нагрева также является мартенситным [21].

Согласно формуле (1) в сильном магнитном поле интервал МП сплавов железа смещается в область более высоких температур если низкотемпературная фаза ферромагнитна, а высокотемпературная – парамагнитна.

$\Delta M_s = M_s (I_\alpha - I_\gamma) H / 2(+q) > 0$. И при обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходе имеем $\Delta A_s = A_s (I_\gamma - I_\alpha) H / 2(-q) > 0$.

То есть, в магнитном поле смещается весь интервал $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращения, включая температуру термодинамического равновесия фаз T_0 .

Согласно формуле (2) при прямом $\gamma \rightarrow \alpha$ - переходе имеем

$$\Delta M_s = \frac{M_s}{+q} \frac{1}{\lambda_\alpha} \cdot \frac{\sqrt{2}a_\alpha - a_\gamma}{a_\gamma} \cdot \frac{1}{3V} \left(\frac{\partial V_\gamma}{\partial H} - \frac{\partial V_\alpha}{\partial H} \right) H > 0,$$

а при обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходе

$$\Delta A_s = \frac{A_s}{-q} \frac{1}{\lambda_\gamma} \left(-\frac{\sqrt{2}a_\alpha - a_\gamma}{a_\gamma} \right) \cdot \frac{1}{3V} \left(\frac{\partial V_\alpha}{\partial H} - \frac{\partial V_\gamma}{\partial H} \right) H < 0.$$

Таким образом, при обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходе в магнитном поле, магнитная энергия в низкотемпературной α - фазе стремится ее удержать, а зарождающаяся высокотемпературная γ - фаза, имея повышенный объем (в магнитном поле) и положительный термодинамический стимул, стремится изменить кристаллическую решетку. В результате такой конкуренции двух основных механизмов влияния поля на МП при обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ - переходе и совместного их действия при прямом $\gamma \rightarrow \alpha$ - переходе, гистерезис перехода $\gamma \leftrightarrow \alpha$ должен уменьшиться. Этот результат был подтвержден экспериментально в работе [22]. Было показано, что в отличие от сплавов с точкой Кюри аустенита вблизи M_s , в сплаве Fe-33Ni, с точкой Кюри вблизи A_s , результирующее действие постоянного магнитного поля напряженностью 1,6 МА/м на $\alpha \rightarrow \gamma$ переход практически равно нулю. Отсутствие влияния магнитного поля на обратный $\alpha \rightarrow \gamma$ - переход, свидетельствует о том, что магнитострикционный эффект по величине, при определенных условиях, не уступает эффекту разности намагниченностей фаз.

Необходимо отметить, что приведенные в [22] и [6] фазовые H-T-диаграммы напоминают некоторые P-T-диаграммы, характеризующие индуцирование давлением «магнитных фазовых переходов первого рода» типа антиферромагнетизм (ферромагнетизм) \leftrightarrow ферромагнетизм. В [23, 24] анализируются возможные P-T-диаграммы таких переходов. При этом учитываются как положительные, так и отрицательные давления (рис. 3).

Реально получить ощутимое всестороннее отрицательное давление в теле сложно. Но соответствующую

отрицательному давлению деформацию в ряде тел, в том числе в сплавах железа, можно получить при помощи магнитного поля [24]. В сильном магнитном поле объемная магнитострикция изотропна, а в инварных сплавах она, к тому же, имеет аномально большую и положительную величину.

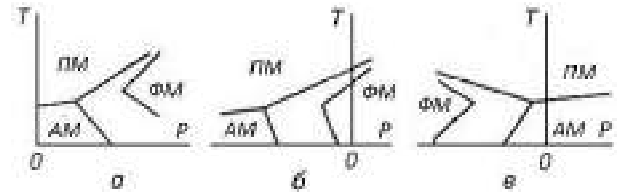


Рис. 3. Некоторые возможные фазовые P-T- диаграммы двухподрешеточных магнетиков в области положительных и отрицательных давлений [23]

Выше отмечалось, что в сплавах Fe-Ni в ферромагнитной ГЦК- фазе предполагается наличие антиферромагнитной составляющей. Но в твердом растворе Fe-Ni не содержится отдельных магнитных подрешеток, а существует неколлинеарная, неоднородная магнитная структура, предположительно, основанная на неоднородностях состава. В магнитном поле, при истинном намагничивании, и объем и намагниченность аустенита приближаются к соответствующим величинам мартенсита. Тем самым подготавливается переход ГЦК- структуры в ОЦК [6].

Таким образом, если принять во внимание сосуществование в решетке γ - фазы инварных сплавов Fe-Ni двух противоположных обменных взаимодействий (положительного и отрицательного) и наличие аномально большой объемной стрикции в магнитном поле, то сходство фазовых диаграмм, приведенных в [6, 20, 22] и [23] (рис. 3б) становится очевидным.

При наложении высокого давления и низких температур инварные сплавы полностью переходят в антиферромагнитное состояние [25]. Наоборот, при достаточно большом «отрицательном» давлении и низких температурах (см. рис. 3в) в сплаве должно реализоваться ферромагнитное состояние.

Такое поведение сплавов Fe-Ni легко объяснить при помощи модели Зинера. Согласно этой модели [7], магнитные свойства переходных металлов группы железа определяются конкуренцией двух механизмов обмена. Ферромагнитного взаимодействия 3d электронов, локализованных в разных узлах кристаллической решетки (косвенный обмен через электроны проводимости) и прямого антиферромагнитного взаимодействия между 3d электронами, находящимися в соседних узлах кристаллической решетки. Каждый атом в решетке ОЦК содержит меньшее число ближайших соседей (8), чем в решетке ГЦК (12). Инварные сплавы Fe-Ni при высоком гидростатическом давлении сжаты, расстояние между атомами небольшое и прямое антиферромаг-

нитное взаимодействие превосходит косвенный ферромагнитный обмен электронов. При всесторонне растягивающих деформациях в сильном магнитном поле, прямое короткодействующее антиферромагнитное взаимодействие становится слабым, но, по видимому, полностью не исчезает. Очевидно, по этой причине, более выгодной становится решетка ОЦК, в которой неколлинеарный (ГЦК) ферромагнетизм преобразуется в коллинеарный (в системе взаимодействующих спинов электронов есть два устойчивых состояния: параллельное и антипараллельное).

Увеличение размеров γ -фазы приводит к достижению критического межатомного расстояния, при котором слабое антиферромагнитное взаимодействие теряет устойчивость. Усиливающееся ферромагнитное обменное взаимодействие электронов увеличивает межатомное расстояние и уменьшает число соседних атомов с 12 до 8 путем самопроизвольной перестройки кристаллической решетки с ГЦК в ОЦК. Так достигается необратимость восстановления антиферромагнитного взаимодействия.

Указанные выше процессы возможны и энергетически обоснованы, так как энергия обменного взаимодействия, ответственная за существование ферромагнетизма в 10^3 – 10^5 раз больше энергии кристаллической магнитной анизотропии [26].

Сопоставление теории и эксперимента

Ранее в [5, 6] нами было высказано предположение о том, что влияние магнитного поля на МП связано с содержанием основного компонента в сплаве – железа, которое при низких температурах представляет собою антиферромагнетик. В связи с этим, представляет интерес сопоставить и обобщить полученные ранее в многочисленных работах результаты исследований влияния сильного импульсного магнитного поля на $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Такое обобщение приведено ниже на рис. 4 и 5 в виде распределения смещения мартенситной точки в магнитном поле ΔM_s от содержания железа (масс.%) и от температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода в нулевом магнитном поле M_s (мартенситной точки). В случае отсутствия непосредственного измерения M_s (при охлаждении без поля) использовано его экстраполяционное значение. Все результаты величины ΔM_s приведены к величине напряженности магнитного поля $H = 28 \text{ MA/m}$ ($\approx 350 \text{ кЭ}$).

Как видно из рис. 4, с увеличением процентного содержания железа в сплавах, эффективность магнитного поля возрастает. Это особенно заметно при содержании железа более 72,5%. При этом сильно увеличивается разброс в величине ΔM_s . Для некоторых составов повышение мартенситной точки имеет аномально большую величину. Эти сплавы содержат некоторое количество атомов марганца (до 4%) или хрома (2%), которые вместе с железом в γ -фазе (ГЦК) могут взаимодействовать антиферромагнитно [7].

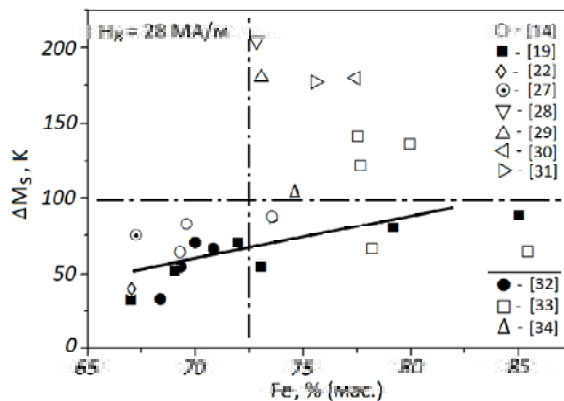


Рис. 4. Зависимость смещения мартенситных точек ΔM_s в критическом магнитном поле напряженностью 28 MA/m (350 кЭ) от процентного содержания железа в сплавах и сталях на основе инварных составов Fe-Ni (по данным разных авторов)

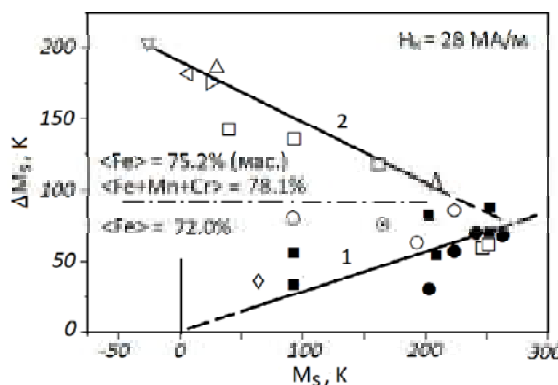


Рис. 5. Распределение смещений мартенситных точек ΔM_s в критическом магнитном поле напряженностью 28 MA/m в зависимости от температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода в нулевом магнитном поле (M_s) в сплавах и сталях на основе инварных составов Fe-Ni (по данным разных авторов): 1 – теория и эксперимент; 2 – эксперимент

На рис. 5 приведено распределение величины смещения мартенситных точек ΔM_s этих же сплавов в магнитном поле в зависимости от M_s . Прямая 1 показывает расчетное значение $\Delta M_s(M_s)$, оцененное по формулам (1) и (2), соответствующим структурному фазовому переходу. Обращает на себя внимание тот факт, что зависимость $\Delta M_s(M_s)$ разделена на две ветви. Одна ветвь коррелирует с расчетной прямой 1. Другая ветвь (прямая 2) имеет обратную зависимость, не соответствующую теоретической прямой 1; чем ниже температура M_s , тем большее смещение ΔM_s в магнитном поле. Оценки показывают, что сплавы в группе 2 содержат средний процент железа $\langle \text{Fe} \rangle = 75,2$, тогда как в группе 1 $\langle \text{Fe} \rangle = 72$. Кроме того, общий процент 3d металлов в группе 2, исключая никель, который на кривой Бете-Слетера [7, 16, 17] находится в области чистого ферромагнетизма, составляет $\langle \text{Fe}+\text{Mn}+\text{Cr} \rangle = 78,1$ %.

Таким образом, на основании выше приведенных результатов и анализа магнитной структуры инварных сплавов Fe-Ni и сплавов Fe-Ni, легированных переходными элементами, можно утверждать, что в рассмотренных сплавах Fe-Ni-Mn и сталях Fe-Ni-Cr-C при низких температурах в сильном магнитном поле наблюдается «магнитный фазовый переход первого рода» типа «антиферромагнетизм → ферромагнетизм» и/или «сложная неколлинеарная магнитная структура → ферромагнетизм».

Выводы

1. Влияние сильных импульсных магнитных полей на МП в инварных сплавах Fe-Ni и сплавах на их основе имеет двойственный характер. В части сплавов, смещение мартенситной точки в магнитном поле напряженностью 28 МА/м (≈ 350 кЭ) удовлетворительно согласуется с расчетами по обобщенным уравнениям Клапейрона-Клаузиуса. В другой части сплавов (с более высоким содержанием Fe и некоторым количеством Mn или Cr) экспериментальная величина смещения мартенситной точки во много раз превосходит теоретический расчет.

2. Экспериментальные данные и теоретические оценки свидетельствуют о том, что температурный гистерезис мартенситного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращения в сильном постоянном магнитном поле напряженностью 28–30 МА/м для некоторых сплавов и сталей может быть снижен с 500 до 200–150 К.

3. Аномально большое смещение мартенситной точки в магнитном поле при низких температурах в системах на основе инварных сплавов Fe-Ni может быть объяснено потерей устойчивости короткодействующего отрицательного обменного взаимодействия 3d электронов в γ - фазе и резкое усиление положительного обменного взаимодействия 3d электронов, вследствие аномально большой вынужденной магнитострикции при парапроцессе и сильной зависимости обменного интеграла от межатомного расстояния.

4. Зарождение мартенситной фазы в магнитном поле очевидно происходит в локальных областях γ - фазы с дезориентированными атомными магнитными моментами, которые обладают высокой сжимаемостью под давлением и повышенной объемной стрикцией в сильном магнитном поле. Это могут быть участки, обогащенные атомами основного компонента – железа, в составе которых 9 атомов Fe [или 8Fe+1(Mn, Cr)] и 3 атома Ni на одну ближайшую координационную сферу каждого атома Fe.

Список литературы

1. Ошкарёв С. П. К вопросу о природе мартенситообразования в углеродистых сталях / Ошкарёв С. П. // Успехи физики металлов. – 2011. – Т. 12. С. – 269–293.
2. Ошкарёв С.П. К вопросу об атермическом и изотермическом мартенситах / Ошкарёв С. П. // Успехи физики металлов. – 2011. – Т. 12. – С. 471–479.

3. Фокина Е. А. Морфология мартенсита, образованного под действием магнитного поля в сплавах с атермической кинетикой превращения / Фокина Е. А., Счастливец В. М., Калетина Ю. В. // ФММ – 2001. – Т. 92. – Вып. 6. – С. 42–56.
4. Магнитострикция аустенита железо-никель-марганцевых сплавов, обладающих двойной кинетикой мартенситных превращений / [Золотаревский И. В., Снежной В. Л., Георгиева И.Я., Матюшенко Л. А.] // ФММ – 1981. – Т. 51. – Вып. 3. – С. 669–672.
5. Золотаревский И. В. Влияние объемной магнитострикции на мартенситное превращение в сплавах железа. Магнитный фазовый переход первого рода / Золотаревский И. В. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – Т. 37. – № 5. – С. 625–636.
6. Золотаревский И. В. Влияние магнитного состояния аустенита на мартенситное превращение в сплавах Fe-Ni в сильном магнитном поле и без него / Золотаревский И. В., Лоскутов С.В., Щетинина М.О. // ФММ – 2018. – Т. 119. – № 8. – С. 794–801.
7. Седов В. Л. Антиферромагнетизм гамма-железа. Проблема инвара / Седов В. Л. – М. : Наука, 1987. – 288 с.
8. К вопросу о влиянии магнитного поля на мартенситное превращение в стали / Садовский В. Д., Родигин Н. М., Смирнов Л. В. и др. // ФММ – 1961. – Т. 12. – № 2. – С. 302–304.
9. Кривоглаз М. А. О влиянии сильных магнитных полей на фазовые переходы / Кривоглаз М. А., Садовский В. Д. // ФММ – 1964. – Т. 18. – Вып. 4. – С. 502–505.
10. Золотаревский И. В. О магнитострикции парапроцесса аустенитных сплавов вблизи мартенситной точки / Золотаревский И. В., Снежной В. Л., Шейко Л. М. // ФММ – 1979. – Т. 47. Вып. 6. – С. 1312–1313.
11. Золотаревский И. В. Влияние магнитострикции на сдвиг точки мартенситного превращения в сильном магнитном поле / Золотаревский И. В., Косенко Н. С., Кривоглаз М. А. // Металлофизика. – 1979. – Т. 1. – № 2. – С. 17–22.
12. Alers G.A. Temperature dependent magnetic contribution to the high field elastic constants of Nickel and Fe-Ni alloy / Alers G.A., Neighbours J.R., Sato H. // J. Phys. And Chem. Solids, 1960, 13, N 1/2. – P. 40–55.
13. Золотаревский И. В. Исследование магнитострикции и магнетокалорического эффекта в сплавах Fe-Ni и Fe-Ni-Mn в связи с воздействием сильных магнитных полей на ГЦК-ОЦК переход / Золотаревский И. В., Снежной В. Л. // Тезисы докл. XVII всесоюзной конф. по физике магнитных явлений (Донецк, 24–27 июня 1985). – ДонФТИ. – 1985. – С. 52–53.
14. Magnetic field-induced martensitic transformations in Fe-Ni-C invar and non-invar alloys / Kakeshita T., Shimizu K., Kijima S. and etc. // Trans. Jpn. Inst. Met. 1985. – Vol. 26. – P. 630–637.
15. Kakeshita T. Effect of magnetic field on martensitic transformations /Kakeshita T., Fukuda T. // Internateonal Conference on Advanced Structuraland Functional Materials Design 2008. –J. Phys.: Conference Series 165. – 2009. – 012051. – P. 1–6.
16. Белов К. П. Магнитные превращения / Белов К. П. – М. : ГИФМЛ, 1959. – 260 с.
17. Белов К. П. Упругие, тепловые и электрические явления в ферромагнитных металлах / Белов К. П. – М.-Л. : ГИТТЛ, 1951. – 256 с.

18. Золотаревский И. В. Магнитоотрицательная аустенитизация железо-никель-марганцевых сплавов и мартенситное превращение под действием сильного магнитного поля / Золотаревский И. В., Снежной В. Л., Шейко Л. М. // ФММ – 1983. – Т. 55. – Вып. 3. – С. 548–553.
19. Закалка стали в магнитном поле / [Кривоглаз М. А., Садовский В. Д., Смирнов Л. В., Фокина Е. А.]. – М. : Наука, 1977. – 120 с.
20. Золотаревский И. В. Объемная магнитоотрицательная аустенитизация и изотермическое мартенситное $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращение в сталях и сплавах на основе железа / Золотаревский И. В., Косенко Н. С., Снежной В. Л. // Докл. Всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твердом теле (г.Косов, Украина, 1991 г.). – К. : 1992. – С. 62–65.
21. Курдюмов Г. В. Явления закалки и отпуска стали / Курдюмов Г. В. – М. : ГНТИЦЦМ, 1960. – 64 с.
22. Влияние магнитного поля на обратное и прямое мартенситное превращение в сплаве Fe-33% Ni / [Золотаревский И. В., Лоскутов С. В., Манько В. К., Сейдаметов С. В.] // ФММ – 2009. – Т. 108. – Вып. 2. – С. 147–154.
23. Завадский Э. А. Магнитные фазовые переходы / Завадский Э. А., Вальков В. И. – К. : Наукова думка, 1980. – 196 с.
24. Кузьмин Е. В. Физика магнитоупорядоченных веществ / Кузьмин Е. В., Петраковский Г. А., Завадский Э. А. Новосибирск : Наука, 1976. – 288 с.
25. Rhiger D. R. Evidence for Antiferromagnetism in Invar at High Pressures / Rhiger D. R., Ingalls R. // Physical Review Letters. 1972. – Vol. 28. – 12. – P. 749–753.
26. Боровик Е. С. Лекции по магнетизму / Боровик Е. С., Мильнер А. С. – Харьков : ХГУ, 1966. – 260 с.
27. Magnetic Field-Induced Martensitic Transformation in an Fe-31.7 at %Ni Alloy / Kakeshita T., Shimizu K., Sakakibara T. and etc. // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1983. – Vol. 24. – N. 11. –P. 748–753.
28. Особенности влияния постоянного магнитного поля на изотермическое мартенситное превращение в сплаве Fe-24Ni-4Mn / Счастливцев В. М., Калетина Ю. В., Фокина Е. А. и др. // ФММ – 2001. – Т. 91. – С. 165–172.
29. Садовский В. Д. Влияние высокого давления и импульсного магнитного поля на мартенситное превращение в Fe-Ni и Fe-Ni-Mn сплавах / Садовский В. Д., Малинин П. А., Мельников Л. А. // МИТОМ – 1972. – № 9. – С. 30–37.
30. О характере изменения намагниченности аустенитной стали под действием сильного импульсного магнитного поля [Факидов И. Г., Ворончихин Л. Д., Завадский Э. А., Бурханов А. М.] // ФММ – 1965. – Т. 19. – С. 852–857.
31. Закалка стали в магнитном поле / [Садовский В. Д., Смирнов Л. В., Фокина Е. А. и др.] // ФММ – 1967. – Т. 24. – С. 918–939.
32. Поголовский В. Д. Мартенситное превращение в сплавах железо-никель в импульсном магнитном поле / Поголовский В. Д., Журавлев Л. Г., Штейнберг М. М. // ФММ – 1973. – Т. 35. – № 3. – С. 567–571.
33. Счастливцев В. М. Структура и кристаллометрия мартенсита, образующегося под действием магнитного поля / Счастливцев В. М., Ромашев Л. Н., Садовский В. Д. // ФММ – 1989. – Т. 67. – № 4. – С. 629–648.
34. Pulsed Magnetic Field-induced Martensitic Transformation in an Fe-21Ni-4Mn Alloy / Sun E. X., Yang D. Z., Hsu T. Y. and etc. // ISIJ International 1989. – Vol. 29. – № 2. – P. 154–157.

Одержано 29.12.2020

Золотаревський І. В. Мартенситне перетворення в системах на основі складів Fe-Ni в сильних імпульсних магнітних полях

Мета роботи. Встановити причини аномально великого зміщення мартенситної точки в деяких сталях і стопах заліза в сильних імпульсних магнітних полях при низьких температурах.

Методи досліджень. Узагальнення експериментальних і теоретичних досліджень впливу сильних магнітних полів на мартенситне перетворення в сталях і стопах заліза з врахуванням магнітного стану аустеніту.

Отримані результати. Отримано розподіли зміщення мартенситної точки ΔM_s в різних експериментах від вмісту основного компонента – заліза і температури початку мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ - перетворення (мартенситної точки M_s). Показано, що отримана залежність $\Delta M_s(M_s)$ в сильному магнітному полі при низьких температурах розпадається на дві складові, одна з яких корелює з узагальненими рівняннями Клапейрона-Клаузіуса, а інша протилежна до неї. Крім того, встановлено, що сталі і стопа з інтенсивним $\gamma \rightarrow \alpha$ - перетворенням у магнітному полі мають у своєму складі не менше 72,5% заліза (мас.), яке при низьких температурах в ГЦК-структурі є антиферомагнетиком.

Наукова новизна. Аномальна температурна залежність розподілу $\Delta M_s(M_s)$ в сильному магнітному полі пояснена на основі квантових уявлень про магнітну взаємодію атомів в системі Fe-Ni. Цей ефект пов'язаний з рядом інших інварних ефектів, зокрема, з аномально великою спонтанною і вимушеною магнітоотрицательністю, сильною залежністю результуючого обмінного інтегралу від міжатомної відстані. Обґрунтовується точка зору, згідно якої в цих стопах в магнітному полі $\gamma \rightarrow \alpha$ - перетворення відбувається по типу «магнітного фазового переходу першого роду». Припускається, що зародження мартенситної фази в магнітному полі відбувається в (на) локальних ділянках γ - фази з дезорієнтованими атомними магнітними моментами (з високим стисненням і підвищеною вимушеною магнітоотрицательністю).

Практична цінність. Отримані в роботі результати дають підстави для пояснення кінетичних особливостей перетворення аустеніту в мартенсит в сталях та стопах заліза.

Ключові слова: інварні стопи, магнітні неоднорідності, гістерезис $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - переходу, магнітні переходи першого і другого роду, сильні магнітні поля, відємний тиск.

Zolotarevskii I. Martensitic transformation in the systems based on Fe-Ni compositions in strong pulsed magnetic fields

Purpose of work. To ascertain the causes of the abnormally large displacement of the martensitic point in steels and iron alloys in strong pulsed magnetic fields at low temperatures.

Research methods. Generalization of experimental and theoretical investigations of the strong magnetic field influence on the martensitic transformation in steels and iron alloys, taking into account the magnetic state of austenite.

The obtained results. The distributions of the martensitic point displacement ΔM_s from the content of the main component - iron and the temperature of the martensitic $\gamma \rightarrow \alpha$ - transformation beginning (martensitic point M_s) in different experiments are obtained. It is shown that the obtained temperature dependence $\Delta M_s(M_s)$ in a strong magnetic field at low temperatures decomposes into two components, one of which correlates with the generalized Clapeyron-Clausius equations, and the other is opposite to it. In addition, it was found that steels and alloys with intense $\gamma \rightarrow \alpha$ - transformation in a magnetic field contain at least 72.5% iron (wt.), which at low temperatures in the fcc structure is antiferromagnetic.

Scientific novelty. The anomalous temperature dependence of the distribution $\Delta M_s(M_s)$ in a strong magnetic field is explained on the basis of quantum representations of the magnetic interaction of atoms in the Fe-Ni system. This effect is associated with a number of other invar effects, in particular, with an abnormally large spontaneous and forced magnetostriction, a strong dependence of the resulting exchange integral on the interatomic distance. The point of view according to which in these alloys in a magnetic field $\gamma \rightarrow \alpha$ - transformation occurs by the type of "magnetic first kind phase transformation" is substantiated. It is assumed that the nucleation of the martensitic phase in a magnetic field occurs in (at) local regions of γ - phase with disoriented atomic magnetic moments (with high compression and increased forced magnetostriction).

Practical value. The information obtained in this work provides grounds for explaining the kinetic features of the transformation of austenite into martensite in steels and iron alloys.

Key words: invar alloys, magnetic inhomogeneities, hysteresis of $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - transition, magnetic first and second kind phase transformation, strong magnetic fields, negative pressure.

Д-р техн. наук Мазур В. І., д-р техн. наук Лобода П. І., канд. техн. наук Соловійова Т. О.,
Втерковський М. Я., Ремізов Д. О., Коврижко О. М., Смолінський Л. Ю.

Національний технічний університет України КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ

МІКРОСКОПІЧНА КІНЕТИКА ІЗОТЕРМІЧНОГО СПІКАННЯ СПЛАВУ Fe-20 % (мас.) Mo

Мета роботи. Дослідити особливості мікроскопічної кінетики перитектоїдного перетворення в сплавах системи Fe-Mo в ізотермічному режимі.

Методи дослідження. Мікроскопічний аналіз зразків на світловому (Jenaphot 2000, K. Zeiss) та растровому електронному (РЭМ-106И фірми Selmi) мікроскопах, рентгеноспектральний мікроаналіз розподілу концентрацій елементів між фазовими складовими, рентгенофазовий аналіз (дифрактометр Rigaku Ultima IV).

Отримані результати. Досліджено зміни мікроструктури, фазового складу та параметрів кристалічних решіток порошкового сплаву Fe-20 мас.% Mo при спіканні при 920 °С. Проаналізовано зміну маси часток фазових складових в продовж 7 годинної ізотермічної витримки. Особливостями мікроскопічної кінетики є утворення аномальної дифузійної пористості на початку процесу, немонотонна зміна часток фазових складових, формування проміжних фаз з нестабільною концентрацією компонентів. Запропоновано механізм процесу спікання.

Наукова новизна. Методом аналізу локальних дифузійних потоків атомів компонентів встановлено проходження локального перитектоїдного перетворення на границі Fe/Mo при ізотермічному підводі атомів Mo з утворенням кооперативної перитектоїдної структурної складової за схемою $\alpha\text{-Fe} + \text{Mo} \rightarrow \alpha + \mu$ з надлишковими кристалами Mo.

Постановка завдань. Метою роботи є уточнення феноменологічної теорії перитектоїдного перетворення при ізотермічному збагаченні зерен α -Fe молібденом методом дослідження особливостей мікроскопічної кінетики в сплавах системи Fe-Mo.

Практична цінність. Виявлено $(\alpha + \mu)$ перитектоїд з розгалуженими фазовими складовими кооперативного генезису, що утворює розвинену систему локальних дифузійних потоків атомів Mo в α -Fe. Це підвищує швидкість перитектоїдного перетворення молібдену при порівняно низькій температурі спікання для цих сплавів, що зменшує енергетичні витрати на технологічний процес.

Ключові слова: сплави Fe-Mo, перитектоїдне перетворення, мікроскопічна кінетика.

Постановка проблеми

Практика порошкової металургії показала, що при спіканні багатоконпонентної порошкової суміші спостерігається складна картина концентраційної, фазової та структурної неоднорідності спеченого продукту. Це обумовлено різним типом реакцій фазових перетворень на різних міжфазних інтерфейсах (евтектоїдна, перитектоїдна і т.і.), різними коефіцієнтами гетеродифузії атомів різних компонентів в різних матричних фазах, нарешті різними швидкостями рекристалізації зерен різних фаз при температурі спікання. В результаті спостерігається типова картина: на одних міжфазних інтерфейсах міжфазна реакція ледь означилась, в той час, коли на інших границях вона скінчилася і продукти цієї локальної реакції вже проходять стадію збиральної рекристалізації. При цьому втрачається основна перевага продуктів порошкової металургії – їх керована дрібнозернистість. Особливо гостро стоїть ця проблема в жа-

ромічних та жаростійких сплавах з легуючими добавками з високою температурою плавлення.

Ці обставини обумовлюють актуальність задачі дослідження мікроскопічної кінетики ізотермічного спікання.

Аналіз попередніх досліджень

Фазові рівноваги в системі Fe-Mo. Деякі фізичні властивості компонентів сплаву наведено в табл. 1.

Згідно з [2] в системі Fe-Mo утворюються наступні проміжні фази: Fe_3Mo_2 , Fe_2Mo , FeMo , FeMo_2 . Але оскільки деякі проміжні фази виділялися хімічним методом зі сплавів з домішками можливо, що деякі з них можуть існувати тільки в присутності певних домішків.

В фундаментальному довіднику [3] реферуються проміжні фази MoFe (h, U_6), Mo_6Fe_7 ($W_6\text{Fe}_7$), 46 at. % W, прост. група $D8_5$ та фаза MoFe_2 (?) (MgZn_2).

Згідно з однією із останніх версій фазової діаграми Fe-Mo [4] поліморфізм заліза проявляється в існуванні замкнутої петлі стабільності твердого розчину на бази

γ - Fe. Чотири проміжні фази входять в трифазні рівноваги перитектичного ($L+(Mo)_{ss} \leftrightarrow \sigma$; $L+\sigma \leftrightarrow R$), перитектоїдного ($R+\sigma \leftrightarrow m$; $\alpha-Fe+\mu \leftrightarrow \lambda$) та евтектоїдного ($\sigma \leftrightarrow \mu+(Mo)_{ss}$; $R \leftrightarrow \alpha-Fe+\mu$) типів.

Таблиця 1 – Фізичні властивості компонентів сплаву

Властивість / компонент	Fe	Mo
Атомна маса, а.о.м.	55,845	95,96
Молярний об'єм, см ³ /моль	7,1	9,4
Щільність, г/см ³	7,874	10,22
Радіус атому, пм	126	139
Тип крист. решітки	оцк	оцк
Параметри решітки, Å	2,868*	3,147
Температура плавлення, °C	1538	2622

Примітка. За даними [1] $a = 0,2866$ нм і при розчиненні 0,143 % Mo збільшується до 0,2892 нм.

Перитектична R- фаза можливо так названа (*rapid phase*) тому що вона утворюється в перебігу достатньо швидкого охолодження при термічному аналізі. Ні в одному з чисельних попередніх досліджень вона не була знайдена. Ці обставини дозволяють ідентифікувати її як метастабільну.

Аналогічна ситуація склалася і з λ - фазою. Достовірність її існування – дуже важливе питання з точки зору можливості використання сплавів, що вміщують, в числі інших, і λ фазу, як жароміцних. Дійсно, фазове перетворення при термоциклуванні $\alpha-Fe+\mu \leftrightarrow \lambda$ в температурному інтервалі перетворення приводить не тільки до зміни форми і розмірів деталі, але й до катастрофічного зменшення при проходженні цього інтервалу. В [5] було досліджено фазовий склад сплавів цього концентраційного інтервалу методом рентгеноструктурного аналізу. Показано, що в сплавах, відпалених при 500–700 °C протягом місяця, ніяких інших проміжних фаз, окрім ϵ (в індексації [5]) не знайдено.

Таким чином дослідження мікроскопічної кінетики зворотного перитектоїдного перетворення $\alpha-Fe+(Mo)_{ss} \rightarrow \mu$ в режимі ізотермічного спікання є актуальним як у теоретичному, так і в практичному відношенні.

Матеріали і методика досліджень

Для дослідження використовували зразки сплаву 80 мас. % Fe + 20 мас. % Mo.

Вихідні порошки Fe (60 мкм) та Mo (60 мкм) змішували шляхом багаторазового перетирання через сито з подальшим використанням ексцентричного змішувача типу «п'яна бочка».

Компактування заготовок проводили одночасним пресуванням на гідравлічному пресі в циліндричній прес-формі при тиску 550 МПа.

Для виключення внутрішнього окислення компактовані заготовки розміщували в герметичному контей-

нері зі сталі 1X18H10T. Кисень в атмосфері контейнеру випалювався в перебігу нагріву до робочої температури при реакції згоряння невеликої частинки магнію. Контейнери закладали в електропіч опору при 920 °C. Після витримки протягом 15, 30, 60, 90, 180 та 420 хв. контейнер виймали з печі та охолоджували в воді.

Підготовку зразків для металографічного дослідження проводили на шліфувально-полірувальному обладнанні фірми Buehler (Німеччина).

Електронно-мікроскопічні дослідження виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106ІІ фірми Selmi (Україна) з енергодисперсійним рентгеновським мікроаналізатором ЭДАР. Фазовий аналіз, параметри кристалічних решіток фазових складових та визначення співвідношення мас фазових складових досліджували на рентгеновському дифрактометрі Rigaku Ultima IV, що працював як θ/θ дифрактометр в режимі безперервного сканування при 30 кВ, 30 мА; швидкість сканування 2 град / хв; діапазон сканування 30–120 град. Отримані експериментальні дані співставляли з діаграмами фазових рівноваг для даної системи.

Для визначення локальних дифузійних потоків атомів компонентів використовували метод локальних рівноважних концентрацій даної фази на різних міжфазних границях [3].

Результати досліджень та їх обговорення

Мікроструктура. Згідно з теорією утворення оптичного контрасту в растровому електронному мікроскопі структурними складовими сплаву після 15 хв спікання є світлі фази на основі важких компонентів (структурно вільний Mo та проміжні фази на основі Mo та Fe) та темні області – Fe та тверді розчини на основі Fe (рис. 1а, б та табл. 1). Важливою структурною складовою є також пори (рис. 1а). Вони локалізовані як в середині зерен Fe, так і по Fe/Mo інтерфейсам, мають округлу форму, що свідчить про інтенсивний процес їх сфероїдизації. При більшому збільшенні (рис. 1б) видно, що більшість зерен Mo фрагментовані, вони розділені темно-сірими проміжками, тобто твердим розчином на основі заліза. Крім того, спостерігаються і світло-сірі дрібні зерна проміжної інтерметалідної фази з середньою молярною масою, між Fe та Mo. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу (табл. 2) підтверджують цей висновок. При подальшому збільшенні ізотермічної витримки до 30 хв видно, що процес фрагментації зерен Mo уповільнюється, об'ємна частка частинок проміжних фаз збільшується. Округлі пори повністю зникли, але невелика розосереджена пористість на границях зерен заліза залишилася.

Через 60 хв починається збиральна рекристалізація зерен проміжних фаз в оточенні дисперсних зерен Mo з тенденцією розташування останніх між зернами Fe та інтерметаліду. Помітне певне збагачення молибденом границь зерен Fe з дифузійними порами (рис. 1с).

Збільшення ізотермічної витримки до 3 год виявляє утворення в областях залізної фази малокутових суб-

границь та великокутових границь з тенденцією останніх до збагачення молібденом (рис. 1д). Залишкові зерна Мо зростають і частково об'єднуються в результаті збиральної рекристалізації. Візуально помітно збільшення концентраційної неоднорідності як зерен проміжної фази, так і α -Fe твердого розчину. В центрі рис. 1д помітна нова тенденція: якщо область локалізації проміжної фази оточена зернами Мо, там проходить процес додаткового подрібнення часток проміжної фази.

Через 7 год ізотермічної витримки зерна залізного твердого розчину продовжують повільну рекристалізацію, підсилюється хімічна неоднорідність цих зерен, а також, що дуже цікаво, і зерен проміжної фази (рис. 1е). На рис. 2 проведено додаткове редагування зображення з метою візуалізації розподілу концентрації компонентів по фазовим складовим.

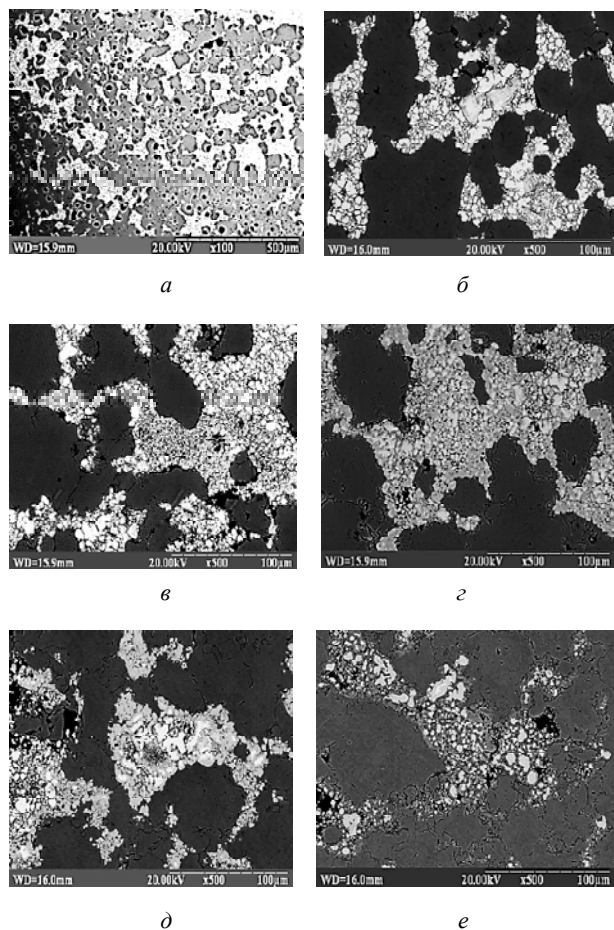


Рис. 1. Мікροструктура сплаву після ізотермічного спікання протягом: 15 хв (а, б); 30 хв (в); 1 год (г); 3 год (д); 7 год (е)

На рис. 2а розрізняється збагачення границь зерен заліза та проміжної фази молібденом, а на рис. 2б виявлено ще одну хімічно неоднорідну проміжну фазу, яка має концентрацію Мо меншу, ніж перша, і розташована як зовнішній обідок навколо першої.

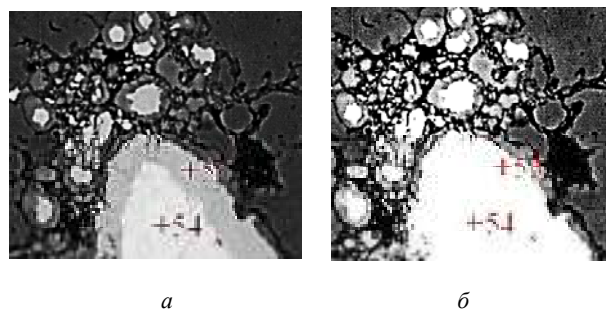


Рис. 2. Візуалізація інтерметалідних оболонок навколо зерна Мо (а) та проміжної фази FeMo (б). Ізотермічне спікання 7 год $\times 1200$

Фазовий склад

Результати рентгенофазового аналізу спечених зразків надано на рис. 3.

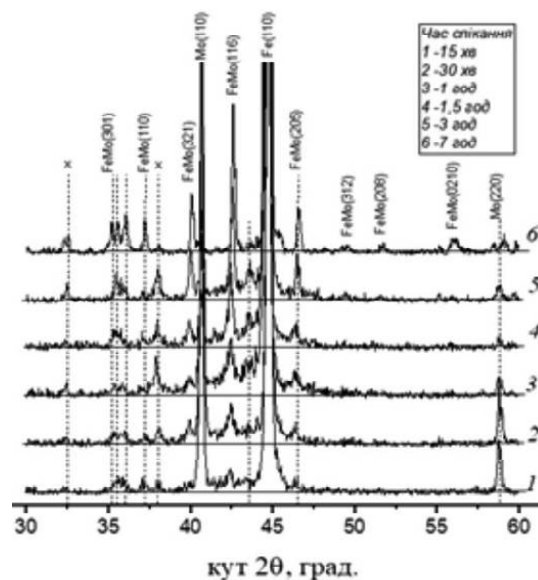


Рис. 3. Середньокутовий фрагмент дифракційної картини від продуктів ізотермічного спікання

Привертає увагу ускладненість форми інтерференційних максимумів, спричинена наявністю прихованих максимумів на кутах близьких до основних, ефект потужного дифузного розсіяння на кутах в інтервалі 39–46 град, дрейф ліній Fe в сторону менших кутів, а також утворення максимумів нової невідомої фази зі збільшенням часу ізотермічної витримки.

Фазові складові сплаву по результатах рентгенофазового аналізу надано в табл. 2.

В перебігу спікання змінювалися фазовий склад та параметри кристалічних решіток – табл. 3.

З метою визначення зміни розподілу концентрації компонентів проміж фазами в перебігу ізотермічної витримки результати точкового рентгеноспектрального аналізу фазових складових розглядали як масив даних – рис. 4.

Таблиця 2 – Фазові складові спечених сплавів

Phase name	Space group
Mo	229 : Im-3m
α - Fe	229 : Im-3m
Fe ₃ Mo	166 : R-3m,hexagonal
σ - Fe Mo	136 : P42/mnm
μ - Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m,hexagonal

Таблиця 3 – Зміна параметрів кристалічних решіток при спіканні

Time	Phase name	Space group	a(A)	b(A)	c(A)	V(A ³)
15 min	Mo	229 : Im-3m	3.1474	3.1474	3.1474	31.18
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8655	2.8655	2.8655	23.53
	Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m, hexagonal	4.818	4.818	25.47	512.1
	Fe ₃ Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.696	4.696	24.87	475
	Sigma-Fe Mo	136 : P42/mnm	9.0793	9.0793	4.8105	396.55
30 min	Mo	229 : Im-3m	3.1459	3.1459	3.1459	31.134
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8630	2.8630	2.8630	23.4679
	Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m, hexagonal	4.77	4.77	28.4	560
	Fe ₃ Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.739	4.739	27.61	537
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.183	9.183	4.85	409
	Sigma-FeMo	136 : P42/mnm	9.242	9.242	4.988	426
60 min	Mo	229 : Im-3m	3.1516	3.1516	3.1516	31.303
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8766	2.8766	2.8766	23.804
	Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m, hexagonal	4.8	4.8	25	493
	Fe ₃ Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.7191	4.7191	24.937	480.95
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.219	9.219	4.872	414.1
90 min	Mo	229 : Im-3m	3.210	3.210	3.210	33.08
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8843	2.8843	2.8843	23.996
	Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m, hexagonal	4.679	4.679	26.41	500.6
	Fe ₃ Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.715	4.715	25.014	481.7
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.179	9.179	4.996	421
180 min	Mo	229 : Im-3m	3.0732	3.0732	3.0732	29.02
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8755	2.8755	2.8755	23.777
	Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m, hexagonal	4.756	4.756	4.756	496
	Fe ₃ Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.7208	4.7208	26.483	511.14
	Fe Mo	136 : P42/mnm	9.176	9.176	4.807	404.7
	Sigma-FeMo	136 : P42/mnm	9.0473	9.0473	4.82	394.5
420 min	Mo	229 : Im-3m	3.1860	3.1860	3.1860	32.339
	Fe, syn	229 : Im-3m	2.8757	2.8757	2.8757	23.781
	Fe ₇ Mo ₆	166 : R-3m, hexagonal	5.03	5.03	24.2	530
	Fe ₃ Mo	166 : R-3m, hexagonal	4.8665	4.8665	26.329	540
	Fe Mo	136 : P42/mnm	8.57	8.57	4.6	335

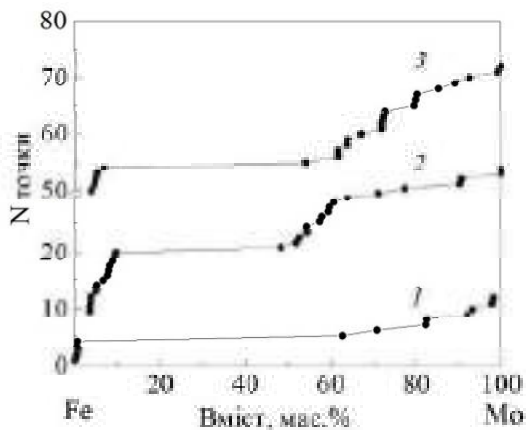


Рис. 4. Розподіл концентрацій компонентів між фазами на початковій 1 (15 хв), проміжній 2 (30, 60 та 90 хв) та заключній 3 (180 і 420 хв) стадіях ізотермічної витримки

Із приведених даних видно, що на першій стадії утворюється твердий розчин на основі Мо і, можливо, кристали проміжних фаз. На другій стадії утворюються тверді розчини на основі заліза та молібдену і проміжна фаза з 50–60 мас.% Мо. Крім того зафіксовано утворення фаз з набором концентрації від 60 до 90 мас.% Мо. Це можуть бути кристали проміжної μ -фази зі змінною локальною концентрацією по типу пересиченого твердого розчину. Нарешті на третьому етапі маємо звуження концентраційної зони твердих розчинів на базі компонентів, практичне зникнення зони μ -фази і утворення широкої зони точок в інтервалі 60–90 мас.% Мо. Саме на заключних стадіях утворюється невідома проміжна фаза (рис. 2б), але її концентрація судячи по візуальним даним, повинна бути меншою, ніж у μ -фази. Для уточнення кінетики структуроутворення на цьому етапі необхідні додаткові дослідження.

Зміну масових часток фазових складових приведено на рис. 5.

Внаслідок нестабільності інтерметалідних фаз (табл. 4), спричиненою їх концентраційною неоднорідністю, на графіку представлена масова сума цих фаз.

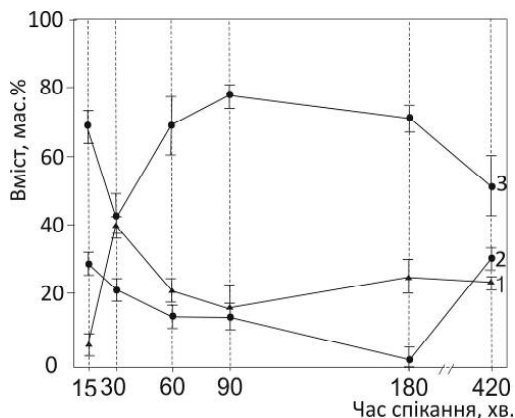


Рис. 5. Вплив часу ізотермічної витримки на масову частку фазових складових: 1 – $\sum (Fe_xMo_y)$; 2 – Мо; 3 – α -Fe

На графіку зміни щільності (рис. 6) чітко розрізняються три етапи формування пористої субструктури зразків: збільшення пористості на інтервалі витримки 15–90 хв, швидке зменшення пористості (90–180 хв) і етап повільного зростання пористості (180–420 хв).

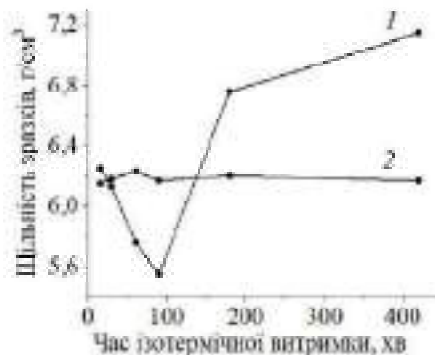


Рис. 6. Вплив часу ізотермічної витримки на щільність спечених зразків (1); 2 – щільність відповідних зразків перед спіканням

Підсумовуючи експериментальні результати, можна сформулювати послідовність фазових перетворень в перебігу ізотермічного спікання.

Після посадки зразків у піч і досягнення робочої температури відбувається швидка первинна і збиральна рекристалізація попередньо нагартованих при помолі зерен α -Fe і наступне поліморфне перетворення α -Fe \rightarrow γ Fe. Зважаючи на дуже велику швидкість перетворення, спричинену швидким нагрівом зразку в печі, розігрітій до робочої температури, можна очікувати утворення перитектичної тріщини в кожному зерні α -Fe, що перетворюється [7]. Так утворюється складова пористості додатково до залишкової після холодного компактування. Крім того виникає новий інтерфейс γ -Fe/Мо. Він є стабільним за цієї температури поки і оскільки залізо не вміщує ферито-стабілізуючий домішок Мо. Через невеликий проміжок часу внаслідок дифузії в приграничних шарах α -Fe і Мо фаз утворюється твердий розчин атомів іншого компоненту. Твердий розчин Мо в α -Fe при робочій температурі стає нестабільним і це стимулює зворотне поліморфне перетворення γ -Fe \rightarrow α Fe. При перетворенні щільно упакованої γ -фази (координаційне число $K = 12$) в пухко ($K = 8$) упаковану α -фазу вивільняються по 4 атоми на елементарну комірку аустеніту. Вони мають дуже малу енергію активації елементарного акту дифузії, тому що не пов'язані силовим полем кристалічної решітки. В цьому є певна аналогія зі станом атомів в рідкій фазі. Ці атоми утворюють стійку (у часі) розупорядковану зону аналогічну розупорядкованій атомній структурі розплаву. Цим пояснюється утворення пагорба дифузного розсіяння на дифрактограмах на інтервалі 2θ 39–46 град. Атоми Fe розупорядковані зони маючи радіус значно менший ніж у Мо

(табл. 1) ефективно проникають у кристалічну решітку Мо в першу чергу по границям і субграницям і, утворюючи зернограничні прошарки проміжної фази, фрагментують зерна Мо. Саме цим пояснюється велика швидкість фрагментації зерен Мо, коли через 15 хв спікання основна маса зерен Мо була вже фрагментована (рис. 1б). Так в умовах ізотермічної підкачки атомів Fe починається перитектоїдна реакція $Mo + \alpha -Fe \rightarrow FeMo$. Наскільки інтенсивною була підкачка атомів Fe можна судити по глибокому мінімуму на кривій зміни маси залізної фази через 30 хв після старту ізотермічної витримки (рис. 4). Втрата маси фазами $\alpha -Fe$ та Мо пояснюється як перитектоїдною реакцією, так і подальшим утворенням твердих розчинів на базі протилежного компоненту.

При подальшій ізотермічній витримці маса $\alpha -Fe$ збільшується, що обумовлено прогресуючою розчинністю в ній атомів Мо, що мають більший, ніж у заліза, атомний радіус і значно більшу масу (табл. 1). Маса проміжних фаз швидко збільшувалася до 30 хв витримки. Це можна пояснити потужною підкачкою атомів заліза, яка спричинена зворотнім поліморфним перетворенням $\gamma -Fe \rightarrow \alpha -Fe$, з розупорядкованої зони в кристалічну решітку Мо. Зафіксовано і перебудову пористої субструктури. Основна пористість генерується некомпенсованою дифузією і локалізується на границі зерен $\alpha -$ твердого розчину з продуктами перитектоїдної реакції у вигляді щілин – рис. 7.

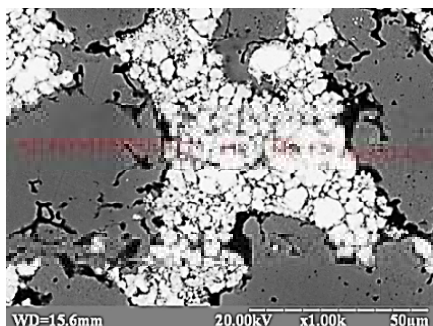


Рис. 7. Утворення дифузійних щілин навколо зерен $\alpha -$ твердого розчину

На кутах щілин помітні процеси їх сфероїдації і коалесценції. При цьому сферичні пори майже повністю зникли. Це свідчить, що пориста структурна складова є активною складовою структурно-фазових перетворень. Вони виникають як результат некомпенсованої зустрічної дифузії атомів компонентів (ефект Френкеля) і певною мірою ізолюють зерна $\alpha -$ твердого розчину від перитектоїдної складової. При цьому ці дві структурні складові починають вести себе як дві ізолювані підсистеми, які взаємно мало впливають.

Так починається третій, завершальний етап ізотермічного спікання. Про це свідчить повільне зростання щільності, збиральна рекристалізація зерен Мо і зміна частки фазових складових (рис. 1e), перерозподіл концентрації в проміжних фазах і утворення обідків додаткових проміжних фаз навколо існуючих (рис. 2). Безперечно, ці явища спричиняють суттєво нерівноважний стан системи на протязі великих ізотермічних витримок і обумовлюють певні технологічні проблеми, спричинені як незавершеним процесом фазових і структурних перетворень, так і сумарною остаточною пористістю.

Список літератури

1. Барабаш О. М. Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник / Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. – М.: Металлургия. – 1984. – 347 с.
2. Vigououx E. Comptes rendu / Vigououx E. – 1936. – Vol. 218. – P. 24–28.
3. Шуберт К. Кристаллические структуры двухкомпонентных фаз / Шуберт К. – М.: Металлургия, 1971. – 536 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник / под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – Т. 2. – 1024 с.
5. Хансен М. Структуры двойных сплавов / Хансен М., Андерко К. -М.: Металлургиздат. – Т. 2. – 1962. – 1488 с.
6. Мазур В. И. Введение в теорию сплавов / Мазур В. И., Мазур А. В. – Днепропетровск: Лира, 2009. – 264 с.
7. Мазур В. И. О контактном плавлении при перитектической кристаллизации стали / Мазур В. И. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – № 1. – С. 49–52.
8. Кузнецов Д. В. Регулирование структуры и свойств Fe-W и Fe-Mo ультрадисперсных композиций путем изменения условий формирования: автореф. дисс. на соиск. научн. степ. д-ра техн. наук: спец. 05.16.02 «Металлургия черных металлов» / Кузнецов Д. В. – М., 1999.

Одержано 14.12.2020

Мазур В. И., Лобода П. И., Соловьева Т. О., Втерковский М. Я., Ремизов Д. О., Коврижко О. М., Смолінский Л. Ю. Микроскопическая кинетика изотермического спекания сплава Fe-20 % (мас.) Мо

Цель работы. Исследовать особенности микроскопической кинетики перитектоидного превращения в сплавах системы Fe-Mo в изотермическом режиме.

Методы исследования. Микроскопический анализ образцов на световом (Jenaphot 2000, К. Zeiss) и растровом электронном (РЭМ-106И фирмы Selmi) микроскопах, рентгеноспектральный микроанализ распределения концентраций компонентов между фазовыми составляющими, рентгенофазовый анализ (диффрактометр Rigaku Ultima IV).

Полученные результаты. Исследованы изменения микроструктуры, фазового состава и параметров кристаллических решеток порошкового сплава Fe-20 масс. % Mo при спекании при 920 °C. Проанализировано изменение массовой доли фазовых составляющих в течение 7 часовой изотермической выдержки. Особенности микроскопической кинетики является образование аномальной диффузионной пористости в начале процесса, немонотонное изменение доли фазовых составляющих, формирование промежуточных фаз с нестабильной концентрацией компонентов. Предложен механизм процесса спекания.

Научная новизна. Методом анализа локальных диффузионных потоков атомов компонентов установлено наличие локального перитектоидного превращения на границе Fe/Mo при изотермическом подводе атомов Mo с образованием кооперативной перитектоидной структурной составляющей по схеме $\alpha\text{-Fe} + \text{Mo} \rightarrow \alpha + \mu$ с избыточными кристаллами Mo.

Постановка задачи. Цель работы состоит в уточнении феноменологической теории перитектоидного превращения при изотермическом обогащении зерен $\alpha\text{-Fe}$ молибденом методом исследования особенностей микроскопической кинетики в сплавах системы Fe-Mo.

Практическая ценность. Обнаружен $(\alpha + \mu)$ перитектоид с разветвленными фазовыми составляющими кооперативного генезиса, который образует развитую систему локальных диффузионных потоков атомов Mo в $\alpha\text{-Fe}$. Это повышает скорость перитектоидного превращения молибдена при сравнительно низкой температуре спекания для этих сплавов, уменьшает энергетические затраты на технологический процесс

Ключевые слова: сплавы Fe-Mo, перитектоидное превращение, микроскопическая кинетика.

Mazur V., Loboda P., Soloviova T., Vterkovskiy M., Remizov D., Kovryzhko O., Smolinskyi L. Microscopic kinetics of isothermal sintering of Fe-20 % (mas.) Mo alloy

Purpose of work. To investigate the features of microscopic kinetics of peritectoid transformation in Fe-Mo system alloys in an isothermal mode.

Experimental part. Microscopic analysis of samples on light (Jenaphot 2000, K. Zeiss) and scanning electron (REM 106I, Selmi) microscopes, X-ray spectral microanalysis of the component's concentrations distribution between the phases, X-ray phase analysis (Rigaku Ultima IV diffractometer).

Results. Microstructure changes, phase composition and crystal lattices parameters of the phase constituents of the powder alloy during sintering at 920 °C were investigated. Variation in the phase constituents mass fraction during 7 hours of the isothermal exposure is analyzed. The formation of anomalous diffusion porosity at the beginning of the process, the nonmonotonic change in the phase constituents fraction and formation of intermediate phases with an unstable component's concentration are the main features of the microscopic kinetics. The sintering mechanism is proposed.

Scientific novelty. A local peritectoid transformation existence at the Fe/Mo interface was established by analyzing the local diffusion flows of components atoms. This transformation occurs upon isothermal supply of Mo atoms with the formation of a cooperative peritectoid structural constituents according to the $\alpha\text{-Fe} + \text{Mo} \rightarrow \alpha + \mu$ scheme with residual Mo crystals.

Formulation of the problem. This work aims to clarify the phenomenological theory of peritectoid transformation during isothermal $\alpha\text{-Fe}$ grains enrichment with molybdenum by studying the features of microscopic kinetics in the Fe-Mo system alloys.

Practical value. Peritectoid $(\alpha + \mu)$ with branched phase constituents of cooperative genesis forms a developed system of local diffusion flows of Mo atoms in $\alpha\text{-Fe}$. This increases the molybdenum peritectoid transformation rate at a relatively low sintering temperature for these alloys and reduces the energy consumption in the technological process.

Key words: Fe-Mo alloys, peritectoid transformation, microscopic kinetics.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.74.045:669.24:21.981

Клочихин В. В.¹, Данилов С. Н.¹, Лысенко Н. А.¹, д-р техн. наук Наумик В. В.²¹ АО «Мотор Сич»,² Национальный университет «Запорізька політехніка»; г. Запорожье

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗДК-ВИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА

Цель исследования. Изучить влияние модифицирования присадками ультрадисперсных частиц карбонитрида титана $Ti(C,N)$ в виде порошка и брикетов на структуру и физико-механические свойства сплава ЖСЗДК-ВИ, применяемого для изготовления литых рабочих лопаток турбин авиационных двигателей.

Методы исследования. Предварительную высокотемпературную обработку расплава (ВТОР) проводили на установке ВИП-10.

На установке УППФ-3М с основным тиглем проводили модифицирование сплава ЖСЗДК-ВИ ультрадисперсными частицами карбонитрида титана $Ti(C,N)$ в количестве 60...80 г в виде брикетов или порошка, завернутого в никелевую фольгу.

Образцы подвергали гомогенизации при температуре 1210 °С с выдержкой 3,5 часа и охлаждением на воздухе.

Определяли химический состав сплава исследуемых вариантов. Макроструктуру изучали на пластинах толщиной ~ 4 мм после химического травления. Микроструктуру оценивали на микрошлифах до и после травления в реактиве Марбле.

Микротвердость, временное сопротивление, относительные удлинение и сужение, ударную вязкость определяли при комнатной температуре. Испытания на длительную прочность проводили при 850°С под нагрузкой 350 МПа. Испытание лопаток на изгиб осуществляли на ручном винтовом прессе в соответствии с ГОСТ 14019-80.

Полученные результаты. Изучена микроструктура брикетов $Ti+TiCN$ методами оптической и электронной микроскопии. Рентгеноспектральным микроанализом (РСМА) изломов образцов подтверждено достаточно равномерное распределение карбонитрида титана в объёме брикетов.

Изучены химический состав, макро- и микроструктура опытного сплава. Проведено фрактографическое исследование строения изломов образцов.

Установлено модифицирующее воздействие ультрадисперсных частиц карбонитрида титана на дендритную структуру, распределение и изменение морфологии первичных карбидов, количество и распределение карбонитридных частиц.

Проведен сравнительный анализ механических и жаропрочных свойств сплава ЖСЗДК-ВИ стандартного состава и модифицированного ультрадисперсными частицами $Ti(C, N)$. Проведены испытания рабочих лопаток турбины на изгиб.

Научная новизна. Показано, что использование ультрадисперсных порошков карбонитрида титана для объемного модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ позволяет повысить механические и жаропрочные свойства материала. Повышение количества модификатора способствует измельчению зерна.

Более стабильные свойства и благоприятную структуру обеспечивает модифицирование расплава ультрадисперсными частицами $Ti(C,N)$ в виде брикетов. Установлено, что модифицирование порошкообразным $Ti(C,N)$ приводит к снижению значений ударной вязкости вследствие образования пограничной микропористости.

Практическая ценность. Разработана технология модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ, применяемого для изготовления литых рабочих лопаток газотурбинных двигателей, присадками ультрадисперсных частиц карбонитрида титана $Ti(C, N)$, обеспечивающая повышенный уровень эксплуатационных свойств готовых изделий.

Ключевые слова: модифицирование, ультрадисперсные частицы, карбонитрид титана, брикет, макроструктура, микроструктура, физико-механические свойства, жаропрочные свойства.

Состояние вопроса

Повышение уровня эксплуатационных свойств сплавов за счет дополнительного легирования приводит к существенному повышению его стоимости и усложнению технологического процесса выплавки. Эффективной альтернативой этому является модифицирование расплава для создания в нем тугоплавких примесей.

Технологические параметры процесса модифицирования сплава (температура расплава и время ввода модификатора) определяются его химическим составом [1]. Основными задачами при этом, как правило, являются измельчение зерна, и повышения комплекса физико-механических прочностных и других эксплуатационных свойств.

В литературе описано достаточное количество исследований [2, 3], свидетельствующих о гораздо большей эффективности модифицирования сплавов ультрадисперсными порошками тугоплавких соединений по сравнению со стандартными способами. Такие частицы гораздо более равномерно аспределяются как внутри зерен, так и по межфазным границам. При этом для каждого сплава и вида модификатора существует своё определенное количество, обеспечивающее наибольшую эффективность процесса [4].

Для модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК используется ультрадисперсный порошок карбонитрида титана.

Модификатор $TiCN$ в расплав вводится в виде либо порошка, либо брикетов, как правило, основой при изготовлении таких брикетов является титан. Модификатор вводят в количестве 0,05...0,1 % по массе [5].

На базе АО «Мотор Сич» провели комплекс исследований по разработке рациональной технологии модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК ультрадисперсными порошками карбонитрида титана, полученными методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) при изготовлении литых крупногабаритных лопаток газотурбинных двигателей.

Исследование качества сплава ЖСЗДК-ВИ, модифицированного ультрадисперсными частицами карбонитрида, в виде порошка и брикетов

Исследовали влияния присадок карбонитрида титана $Ti(C, N)$ в виде порошка и брикетов на структуру и физико-механические свойства сплава ЖСЗДК-ВИ, применяемого для изготовления литых рабочих лопаток турбин авиационных двигателей.

Методика проведения исследований

На установке ВИП-10 сплав ЖСЗДК-ВИ проходил предварительную высокотемпературную обработку расплава (ВТОР) по следующей технологии: после нагрева расплава в основной индукционной печи до температуры 1600 ± 20 °С и при остаточном давлении 0,66...1,33 Па в рабочее пространство печи вводили аргон марки А до давления 1×10^4 Па, нагревали расплав до температуры 1830 ± 20 °С и выдерживали при этой температуре 7 мин. Затем понижали температуру металла до 1600 ± 20 °С и заливали в металлическую форму для получения заготовки диаметром 60 мм и весом ~10 кг, от верхней части которой отрезали металл с усадочной раковиной весом 2,0...2,2 кг.

На установке УППФ-3М шихту весом ~18 кг расплавляли в основном тигле. Расплав нагревали до температуры 1600 ± 20 °С. В жидкий металл за 20...30 с до слива через загрузочное устройство вводили ультрадисперсные частицы карбонитрида титана $Ti(C, N)$ в количестве 60...80 г в виде брикетов или порошка, завернутого в никелевую фольгу. Равномерность распределения частиц карбонитрида титана $Ti(C, N)$ в объеме расплава обеспечивалась его индукционным перемешиванием в тигле. При остаточном давлении в печи 0,665 Па и температуре 1590 ± 10 °С металл заливали в нагретые до 800 °С электрокорундовые керамические формы для получения пальчиковых образцов диаметром 12 мм, пластин толщиной 4 мм и лопаток.

Физико-механические свойства образцов определяли после их термической обработки по стандартному режиму (гомогенизация при температуре 1210 °С, выдержка 3,5 часа, охлаждение на воздухе).

Определяли химический состав сплава исследуемых вариантов. Макроструктуру изучали на специально подготовленных пластинах толщиной ~4 мм. Выявляли макроструктуру методом химического травления в реактиве, состоящем из 80 % HCl и 20 % H_2O_2 , при комнатной температуре в течение 15...20 минут. Макрофрактографическое исследование производили на изломах после испытания ударных и разрывных образцов (увеличение до $\times 4$).

Микроструктуру до и после термообработки оценивали на нетравленных микрошлифах и после травления в реактиве Марбле (40 г $CuSO_4$, 200 см³ HCl , 200 см³ H_2O) с использованием микроскопа «Axio Observer» фирмы «Zeiss» при увеличениях до $\times 500$.

Электронно-микроскопические исследования и

рентгеновський мікроаналіз (РСМА) проводили на растровому електронному мікроскопі JSM-IT300LV при збільшеннях до 10000 раз.

Микротвердість визначали на приладі «Micromet» фірми «BUEHLER» при навантаженні на індентор 100 г. Временне опір розриву (σ_B), відносне подовження (δ), відносне звуження (Ψ) і ударну в'язкість (KCU) визначали при кімнатній температурі. Испитання на довготривалу міцність проводили при температурі 850 °С і навантаженні 350 МПа. Испитання лопаток на вигин (до $\alpha = 90^\circ$) здійснювали на ручному гвинтовому пресі в відповідності з ГОСТ 14019-80 з використанням спеціальних пристосувань, що мають углублення V-образної форми.

Мікроструктура брикетів Ti+TiCN

Для якісного модифікування необхідно забезпечити рівномірне розподілення частинок карбонітриду титану в об'ємі расплаву. Частинки карбонітриду титану в брикеті повинні бути рівномірно розподілені по границям порошка титану (рис. 1).

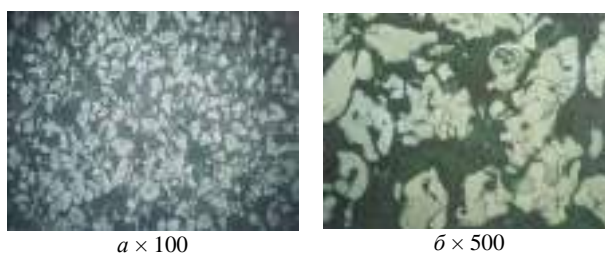


Рис. 1. Мікроструктура брикетів при різних збільшеннях

Фрактограма розриву брикетів (рис. 2а) показала кристалічне строення з пористістю, характерне для крихкого руйнування. При більшому збільшенні видно, що частинки TiCN рівномірно розподілені на поверхні порошка титану (рис. 2б).

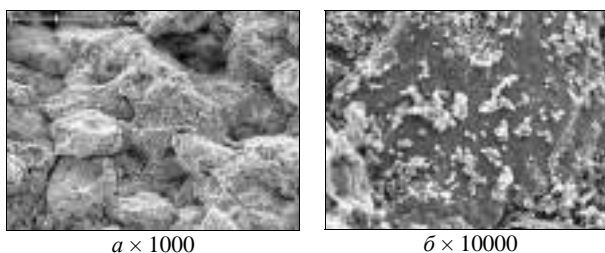
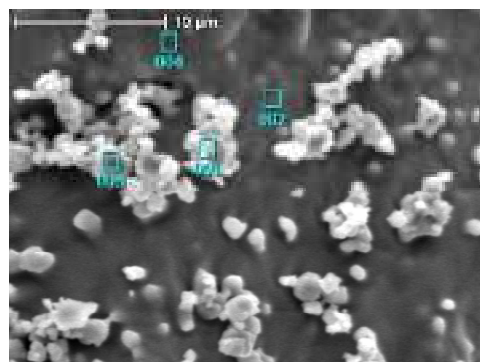


Рис. 2. Фрактограми брикетів при різних збільшеннях

Рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) розривів зразків (рис. 3, 4) підтверджує достатньо рівномірне розподілення карбонітриду титану в об'ємі брикетів.



а

№ точки	C	N	Ti
001	2,21	1,71	96,08
002	-	-	100
003	3,83	2,51	93,66
004	-	-	100

б

Рис. 3. Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) зразка брикета:

а – електронна мікрофотографія з позначеними ділянками рентгеноспектрального мікроаналізу; б – прикладний хімічний склад позначених місць

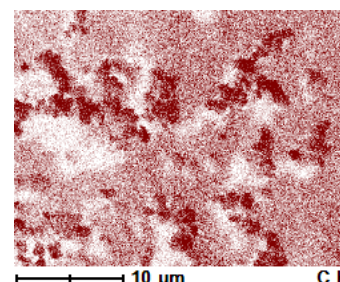
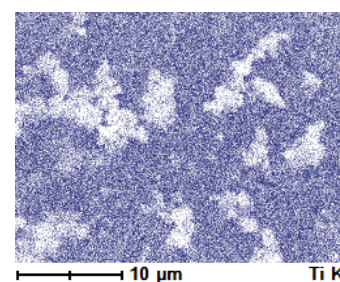
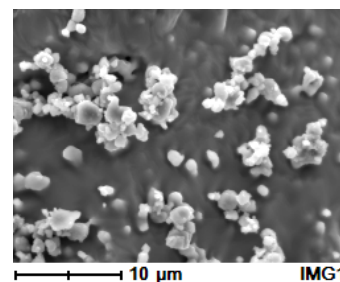


Рис. 4. Результати рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) в режимі картографування зразка брикета

Большей интенсивности окраски соответствует большая концентрация элемента.

Результаты исследований опытного сплава

Химический состав сплава ЖСЗДК-ВИ всех вариантов выплавки соответствует требованиям ОСТ 1.90.126-91 (табл. 1).

Изучение макроструктуры показало, что модифицирование карбонитридом титана способствовало существенному измельчению макрозерна (рис. 5). Причем, с увеличением количества модификатора размер

зерна уменьшался. Следует отметить, что на образцах для испытаний механических и жаропрочных свойств, а также на лопатках, отлитых по указанным выше вариантам модифицирования, получена макроструктура, аналогичная представленной на рис. 5.

Фрактографическое исследование строения изломов ударных и разрывных образцов показало (рис. 6), что для образцов, полученных по серийной технологии, характерна крупнокристаллическая структура в отличие от мелкокристаллической модифицированной структуры с присадками Ti(C,N).

Таблица 1 – Химический состав жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ после модифицирования по различным вариантам

Вариант модифицирования	Количество Ti(C,N)	Содержание элементов, %						
		C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Без модификатора	-	0,085	11,35	8,71	4,04	4,05	2,88	4,00
Ti(C,N) в брикетах	60г	0,09	12,11	9,63	4,36	4,05	3,20	4,19
	80г	0,09	12,48	9,33	4,50	4,48	3,20	4,36
Ti(C,N) в порошке	60г	0,085	11,69	9,82	4,28	4,42	3,05	4,28
	80г	0,095	12,19	9,63	3,83	4,25	3,06	4,15
Нормы ОСТ 1.90.126-91		0,06-0,11	11,0-12,5	8,0-10,0	3,8-4,5	4,0-4,8	2,5-3,2	3,8-4,5

Примечание. В сплаве ЖСЗДК-ВИ всех вариантов выплавки массовая доля железа не превышала 2,0 %, кремния – 0,4 %, марганца – 0,4 %.

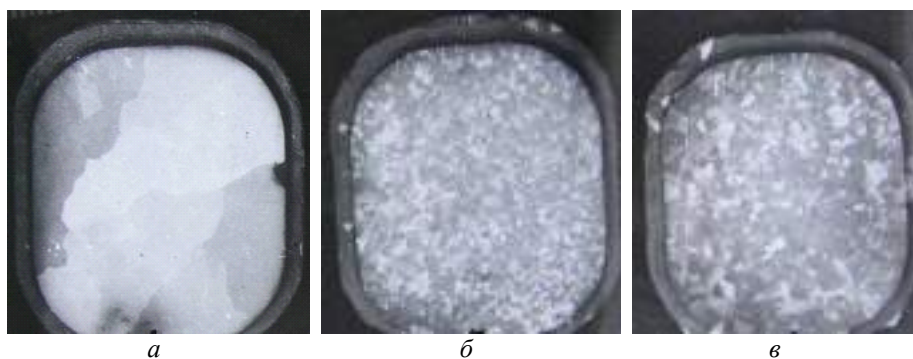


Рис. 5. Макроструктура сплава ЖСЗДК-ВИ после термообработки по стандартному режиму: *а* – без присадки Ti(C,N); *б* – модифицирование Ti(C,N) в брикетах; *в* – модифицирование Ti(C,N) в порошке



Рис. 6. Строение изломов термообработанных по стандартному режиму образцов из сплава ЖСЗДК-ВИ $\times 2,5$: *а* – без присадки Ti(C,N); *б* – модифицирование Ti(C,N) в брикетах

Металлографическим исследованием установлено, что литейный жаропрочный сплав ЖСЗДК-ВИ имел типичную дендритную структуру. Оси дендритов – никелевая матрица (ГЦК-твердый раствор), из которой при охлаждении выделялись частицы вторичной интерметаллидной γ' - фазы. В междендритных пространствах и на границах зерен наблюдали выделения первичных фаз в виде карбидов типа MeC и карбонитридов типа Me(C,N).

Модифицирование сплава Ti(C,N) как в виде брикетов, так и в порошке, приводило к измельчению дендритной структуры. При этом уменьшался размер дендритной ячейки и расстояние между осями дендритов второго порядка.

Модифицирующее воздействие ультрадисперсных частиц карбонитрида титана также проявлялось на распределении и изменении морфологии первичных карбидов (рис. 7). При введении в расплав Ti(C,N) происходило более равномерное распределение карбидных фаз. Первичные карбиды приобретали более благоприятную морфологию, выделяясь в виде дискретных глобу-

лярных или полиэдрических частиц. Для серийного сплава ЖСЗДК-ВИ характерно выделение карбидов преимущественно в эвтектическом виде (типа «китайских иероглифов»).

В металле, полученном по серийной технологии без использования модификаторов, карбонитриды встречаются редко. Размер их не превышает 2 мкм. После присадки модификатора во всех вариантах модифицирования наблюдалось повышение количества карбонитридных частиц. Карбонитриды равномерно распределялись в объеме металла (см. рис. 7).

Микроструктура серийного сплава показана на рис. 8а. Структура сплава, модифицированного Ti(C,N) в виде брикетов, отличалась более чистыми границами зерен (рис. 8б), что способствовало повышению физико-механических свойств сплава.

Присадка порошкообразного Ti(C,N) приводила к образованию повышенной пограничной микропористости (рис. 8в), что, вероятно, обусловило снижение ударной вязкости.

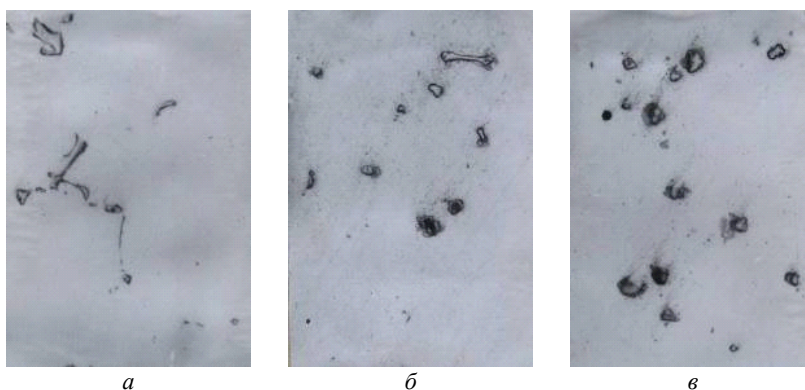


Рис. 7. Карбидная и карбонитридная фазы в сплаве ЖСЗДК-ВИ, $\times 500$:
 а – без присадки Ti(C,N); б – модифицирование Ti(C,N) в брикетах;
 в – модифицирование Ti(C,N) в порошке

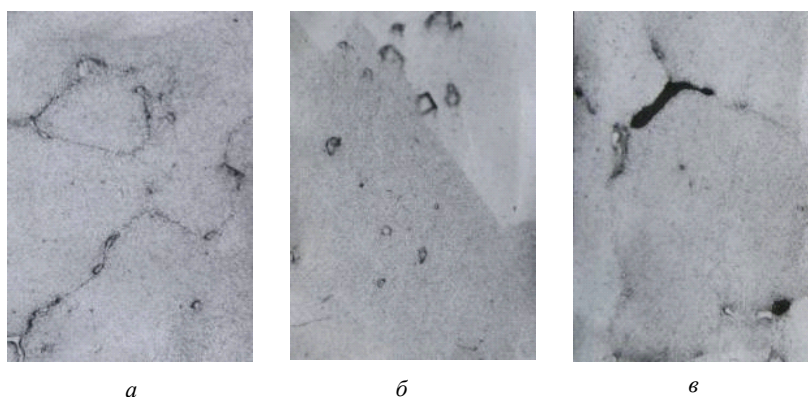


Рис. 8. Микроструктура сплава ЖСЗДК-ВИ, $\times 500$:
 а – без присадки Ti(C,N); б – модифицирование Ti(C,N) в брикетах; в – модифицирование Ti(C,N) в порошке

Микротвердость матрицы после модифицирования Ti(C,N) возрастала примерно на 25 % в сравнении с серийным сплавом, что свидетельствует о дополнительном легировании γ - твердого раствора титаном. Повышение содержания титана в металле способствовало увеличению количества упрочняющей γ' - фазы вследствие перехода титана в твердый раствор и дополнительного его участия в образовании вторичной γ' - фазы при распаде твердого раствора в процессе охлаждения.

Сравнительный анализ результатов механических испытаний показал, что модифицирование сплава ЖСЗДК-ВИ ультрадисперсными частицами Ti(C,N) обуславливает повышение механических и жаропрочных свойств материала (табл. 2). Наилучшие результаты при оптимальном соотношении прочностных и пла-

стических свойств и, удовлетворяющие требованиям ОСТ 1.90.126-91, получены на образцах, отлитых с присадкой Ti(C,N) в виде брикетов. При этом, значения пластических характеристик (δ , Ψ и KCU) примерно в 2 раза превышали требования ОСТ.

При использовании порошкообразного модификатора происходило снижение значений ударной вязкости ниже уровня требований ОСТ.

При повышении количества вводимого модификатора с 60 г до 80 г повышались показатели как прочности, так и пластичности сплава.

При испытании рабочих лопаток турбины на изгиб установлено, что лопатки, полученные по серийной технологии, разрушались после изгиба на угол равный примерно 20° (рис. 9б, з). Лопатки, отлитые из сплава ЖСЗДК-ВИ, модифицированного Ti(C,N), согнуты на угол $\alpha = 90^\circ$ без разрушения (рис. 9а, в).

Таблица 2 – Механические и жаропрочные свойства сплава ЖСЗДК-ВИ после модифицирования по различным вариантам

Вариант модифицирования	Количество модификатора Ti(C, N)	Механические свойства при 20 °С				Время до разрушения при 850 °С, под нагрузкой 350 МПа, ч
		σ_B , кгс/мм ²	δ , %	Ψ , %	KCU , кгс-м/см ²	
Без модификатора	–	952,0	9,4	13,1	31,7	308,7
Ti(C,N) в брикетах	(60г)	1147,0	17,6	18,2	71,8	533,5
	(80г)	1167,0	13,2	16,1	78,7	491,3
Ti(C,N) в порошке	60г	1119,0	12,8	14,6	26,3	396,7
	80г	1131,0	14,8	15,7	28,7	288,0
Нормы ОСТ 1.90.126-91	–	$\geq 950,0$	$\geq 7,0$	–	$\geq 30,0$	$\geq 50,0$

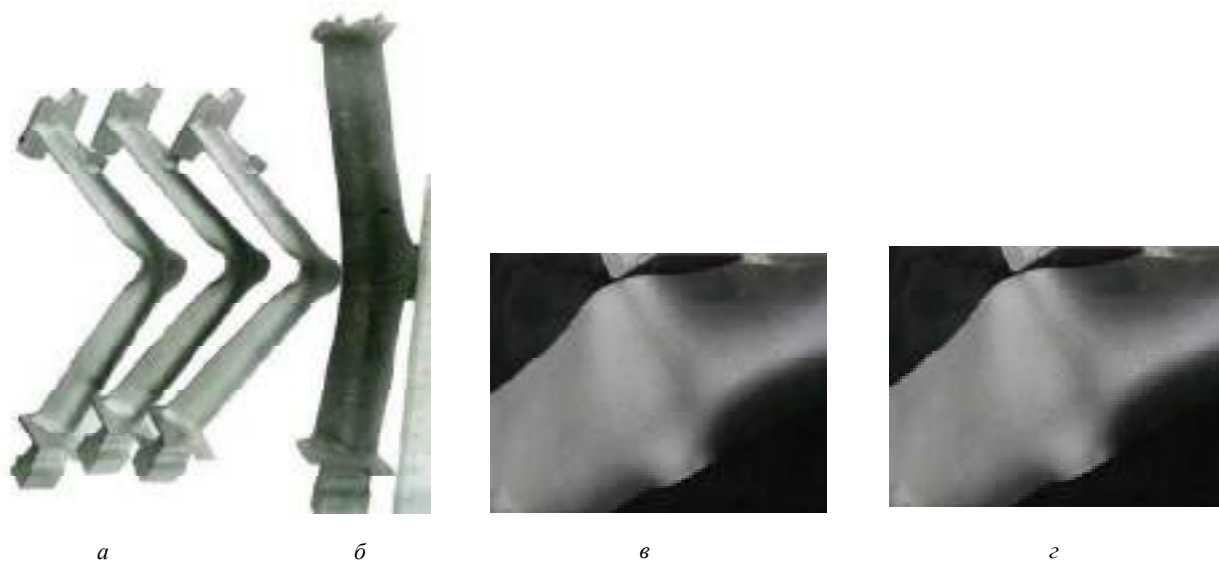


Рис. 9. Внешний вид рабочих лопаток турбины из сплава ЖСЗДК-ВИ после испытания на изгиб:

а, б – общий вид; в, з – зона изгиба; а, в – из сплава модифицированного Ti(C,N); б, з – полученные по серийной технологии

Выводы

Использование ультрадисперсных порошков карбонитрида титана для объемного модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ позволяет повысить механические и жаропрочные свойства материала.

Модифицирование порошкообразным Ti(C, N) приводит к снижению значений ударной вязкости, по-видимому, вследствие образования пограничной микропористости.

Повышение количества модификатора способствует измельчению зерна.

Более стабильные свойства и благоприятная структура получены при модифицировании расплава Ti(C, N) в виде брикетов.

Для обеспечения повышенного уровня эксплуатационных свойств готовых изделий при изготовлении литых рабочих лопаток газотурбинных двигателей, предлагается технология модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ присадками ультрадисперсных частиц карбонитрида титана Ti(C,N) в виде брикетов в количестве 0,05 % по массе.

Список литературы

1. Фаткуллин О. Х. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицам тугоплавких соединений / О. Х. Фаткуллин // Литейное производство. – 1993. – № 4. – С. 13–14.
2. Сабуров В.П. Упрочняющее модифицирование стали и сплавов / В.П. Сабуров // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 7–8.
3. Фурман Е. Л. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов ультрадисперсными порошками (УДП) тугоплавких частиц / Е. Л. Фурман, С. Н. Жеребцов, В. И. Гурдин // Технология машиностроения. – 2007. – № 1. – С. 7–9.
4. Седелников В. В. Закономерности влияния ультрадисперсных порошков на физико-механические свойства фосфатно-силикатных связующих и литых заготовок / В. В. Седелников – Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук по специальности 05.16.04 – Литейное производство. – 2006. – 130 с.
5. Использование нанотехнологий в литейном производстве / А. В. Богуслаев, В. В. Клочихин, Н. А. Лысенко др. // Вестник ДГМА. – 2011. – № 4 (25). – С. 23–28.

Одержано 28.12.2020

Клочихін В. В., Данилов С. М., Лисенко Н. О., Наумик В. В. Розробка технології модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ ультрадисперсними порошками карбонітриду титану

Мета дослідження. Вивчити вплив модифікування присадками ультрадисперсних частинок карбонітриду титану Ti(C,N) у вигляді порошку і брикетів на структуру і фізико-механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ, що застосовується для виготовлення литих робочих лопаток турбін авіаційних двигунів.

Методи дослідження. Попередню високотемпературну обробку розплаву (ВТОР) проводили на установці ВІП-10.

На установці УППФ-3М з основним тиглем проводили модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ультрадисперсними частинками карбонітриду титану Ti(C,N) в кількості 60...80 г у вигляді брикетів або порошку, загорнутого в нікелеву фольгу.

Зразки піддавали гомогенізації при температурі 1210 °С з витримкою 3,5 години і охолодженням на повітрі.

Визначали хімічний склад сплаву досліджуваних варіантів. Макроструктуру вивчали на пластинах товщиною ~4 мм після хімічного травлення. Мікроструктуру оцінювали на мікросліфах до і після травлення в реактиві Марбле.

Мікротвердість, тимчасовий опір, відносні подовження і звуження, ударну в'язкість визначали при кімнатній температурі. Випробування на тривалу міцність проводили при 850 °С під навантаженням 350 МПа. Випробування лопаток на вигин здійснювали на ручному гвинтовому пресі відповідно до ГОСТ 14019-80.

Отримані результати. Вивчено мікроструктуру брикетів Ti + TiCN методами оптичної та електронної мікроскопії. Рентгеноспектральним мікроаналізом (РСМА) зламів зразків підтверджено досить рівномірний розподіл карбонітрида титану в обсязі брикетів.

Вивчено хімічний склад, макро- і мікроструктура дослідженого сплаву. Проведено фрактографічне дослідження будови зламів зразків.

Встановлено модифікуючу вплив ультрадисперсних частинок карбонітрида титану на дендритну структуру, розподіл і зміна морфології первинних карбідів, кількість і розподіл карбонітридним частинок.

Проведено порівняльний аналіз механічних та жароміцних властивостей сплаву ЖСЗДК-ВІ стандартного складу і модифікованого ультрадисперсними частинками Ti (C, N). Проведено випробування робочих лопаток турбіни на вигин.

Наукова новизна. Показано, що використання ультрадисперсних порошків карбонітриду титану для об'ємного модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ дозволяє підвищити механічні та жароміцні властивості матеріалу. Підвищення кількості модифікатора сприяє подрібненню зерна.

Більш стабільні властивості і сприятливу структуру забезпечує модифікування розплаву ультрадисперсними частинками $Ti(C, N)$ у вигляді брикетів. Встановлено, що модифікування порошкоподібним $Ti(C, N)$ призводить до зниження значень ударної в'язкості внаслідок утворення приграничної мікропористості.

Практична цінність. Розроблено технологію модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що застосовується для виготовлення литих робочих лопаток газотурбінних двигунів, присадками ультрадисперсних частинок карбонітриду титану $Ti(C, N)$, що забезпечує підвищений рівень експлуатаційних властивостей готових виробів.

Ключові слова: модифікування, ультрадисперсні частинки, карбонітрид титану, брикет, макроструктура, мікроструктура, фізико-механічні властивості, жароміцні властивості.

Klochikhin V., Danilov S., Lysenko N., Naumyk V. Development of technology for modification of heat-resistant nickel alloy ЖСЗДК-ВІ with titanium carbonitride ultrafine powders

Purpose. To study the effect of modification by the titanium carbonitride $Ti(C, N)$ ultrafine particles additives in the form of powder and briquettes on the structure and physical-mechanical properties of the ЖСЗДК-ВІ alloy used for the manufacture of aircraft engine turbines cast rotor blades.

Research methods. Preliminary high-temperature treatment of the melt was carried out on a VIP-10 installation.

On the UPPF-3M installation with the alkaline melting pot, the ЖСЗДК-ВІ alloy was modified with ultrafine particles of titanium carbonitride $Ti(C, N)$ in an amount of 60...80 g in the form of briquettes or powder wrapped in nickel foil.

The samples were subjected to homogenization at a temperature of 1210 °C with a holding time of 3.5 hours and air cooling.

The chemical composition of investigated alloys was determined. The macrostructure was studied on plates ~4 mm thick after chemical etching. The microstructure was evaluated on microsections before and after etching in the Marble reagent.

Microhardness, ultimate strength, elongation and contraction, impact strength were determined at room temperature. Long-term strength tests were carried out at 850 °C under a load of 350 MPa. The bending test of the blades was carried out on a manual screw press in accordance with GOST 14019-80.

Results. The microstructure of $Ti+TiCN$ briquettes has been studied by optical and electron microscopy. X-ray microanalysis of specimen fractures confirmed a fairly uniform distribution of titanium carbonitride in the volume of briquettes.

The chemical composition, macro- and microstructure of the experimental alloy have been studied. A fractographic study of the samples fracture structure was carried out.

The modifying effect of titanium carbonitride ultrafine particles on the dendritic structure, distribution and change in the morphology of primary carbides, the number and distribution of carbonitride particles has been established.

A comparative analysis of the mechanical and heat-resistant properties of the ЖСЗДК-ВІ alloy of standard composition and modified with ultradispersed $Ti(C, N)$ particles has been carried out. Bending tests of turbine rotor blades were carried out.

Scientific novelty. It is shown that the use of ultrafine titanium carbonitride powders for bulk modification of the heat-resistant nickel alloy ЖСЗДК-ВІ makes it possible to increase the mechanical and heat-resistant properties of the material. Increasing the amount of modifier promotes grain refinement.

More stable properties and favorable structure are provided by melt modification with ultrafine $Ti(C, N)$ particles in the form of briquettes. It was found that modification with powdered $Ti(C, N)$ leads to a decrease in the impact toughness values due to the formation of boundary microporosity.

Practical value. The technology of the heat-resistant nickel alloy ЖСЗДК-ВІ, used for the manufacture of cast rotor blades of gas turbine engines, modification with additives of titanium carbonitride $Ti(C, N)$ ultrafine particles, providing an increased level of performance properties of finished products, has been developed.

Key word: modification, ultrafine particles, titanium carbonitride, briquette, macrostructure, microstructure, physical-mechanical properties, heat-resistant properties.

УДК 621.822.5:532.516.5

Канд. техн. наук Плєскач В. М., д-р техн. наук Ольшанецький В. Ю.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ПРО МЕТОДИКУ ПРОЄКТУВАННЯ ТА ВИКОРИСТАННЯ ПОРОШКОВИХ ПІДШИПНИКІВ КОВЗАННЯ

Мета роботи. Оптимізація методики проектування, розрахунку та використання підшипників ковзання; опрацювання рекомендацій щодо застосування порошкових матеріалів і мастил для виробництва підшипників ковзання.

Методи дослідження. Аналіз існуючих розрахунків підшипників ковзання, ефективності роботи підшипника за умов самозмащування та особливостей використання теорії гідродинамічного змащування для розрахунків підшипників ковзання при наявності рідинного змащування.

Отримані результати. З'ясовано та описано область переважного застосування підшипників ковзання, їх основні елементи; наведені рекомендації стосовно розмірів конструктивних елементів підшипників. Проаналізовані основні види тертя ковзання та їх взаємозв'язок з конструкцією підшипника та умовами експлуатації. Проаналізований можливий склад порошкових матеріалів для підшипників ковзання, взаємозалежність пористості підшипника і в'язкості застосовуваного мастила для забезпечення довговічності його експлуатації. Наведені рекомендації щодо конструкції підшипників в умовах рідинного тертя. Узагальнена методика розрахунку працездатності підшипників ковзання. На підставі теорії гідродинамічного змащування запропоновано методику розрахунку підшипників ковзання для умов рідинного змащування, яка забезпечує оптимальні умови експлуатації.

Наукова новизна. Оптимізований вибір порошкового матеріалу та структури для покращення умов змащування. Наведені аналіз впливу хімічного складу мастила на забезпечення максимальної адгезії цього мастила з поверхнею підшипника, а також математичні залежності, які дають можливість коригувати склад мастила шляхом додавання спеціально підібраних мікродобавок. Узагальнені підходи щодо методики розрахунку порошкових підшипників ковзання, які працюють за різних умов тертя.

Практична цінність. Запропоновані практичні методики проектування і розрахунку підшипників ковзання з порошкових матеріалів.

Ключові слова: підшипник ковзання, порошкові матеріали, види тертя ковзання, крайовий кут змочування, гідродинамічна теорія змащування.

Підшипники ковзання – прості конструктивно і надійні в експлуатації – досить поширені у різних машинах і механізмах за різних умов їх роботи. Одним з найефективніших їхніх видів є порошкові підшипники, які завдяки особливостям використовуваних матеріалів і структури забезпечують відмінні експлуатаційні характеристики як за умов сухого тертя, так і при наявності рідкого мастила. Аналізу конструкції порошкових підшипників ковзання та розрахунку їх працездатності присвячена ця стаття.

Згідно з ДСТУ 3012-95 «Підшипники кочення та ковзання. Терміни та визначення» [1] підшипником ковзання називається «підшипник, який виконує робочі функції на основі тертя ковзання».

Підшипники ковзання використовуються для тихохідних валів та осей невідповідальних механізмів, де підшипники ковзання простіші за конструкцією і дешевші, ніж підшипники кочення; для валів із занадто високою швидкістю обертання (понад 500 рад/с); для валів великого діаметра через відсутність стандартних підшипників кочення; у випадках, коли підшипники за

умовами складання машини повинні бути розніжними (наприклад, опори колінчастих валів); при роботі підшипників у воді або агресивному середовищі, де підшипники кочення непрацездатні; при потребі у підшипниках малих діаметрів, наприклад, для близько розташованих паралельних валів тощо [2].

Конструктивно порошковий підшипник ковзання складається з металевго корпусу, в який вставляється вкладки (втулка) з порошкового матеріалу. Вкладка становить порожнистий циліндр з буртом або без нього. Між шийкою вала і внутрішньою поверхнею втулки підшипника існує зазор, який дозволяє валу вільно обертатися (рис. 1).

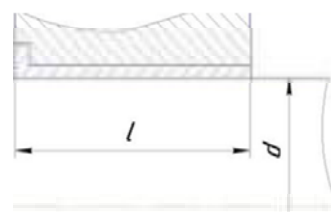


Рис. 1. Конструкція вкладки

Розміри вкладня визначаються залежно від номінального діаметра шийки вала d . Відношення ширини вкладня до діаметра вала у більшості випадків приймається у межах $l/d = 0,5 \dots 1,2$, для коротких слабо навантажених підшипників його можна брати у межах $l/d = 0,3 \dots 0,5$; у деяких випадках, наприклад, для самовстановлювальних підшипників відношення l/d може бути понад 2. Товщина стінки вкладня звичайно становить $\delta = (0,2 \dots 0,25)d$.

Тертя ковзання має місце, коли поверхня одного з тіл зміщується відносно поверхні іншого тіла, що входить у пару тертя.

Залежно від конструкції підшипника та умов експлуатації розрізняють такі види тертя ковзання:

- *сухе* – шийка вала і вкладень підшипника мають безпосередній контакт по всій ширині або на ділянках великої протяжності; рідинний або газовий змащувальний матеріал відсутній;

- *граничне* – поверхні шийки вала і вкладня підшипника стикаються повністю або на ділянках великої протяжності; мастильний матеріал присутній у вигляді тонкої плівки;

- *рідинне* – поверхні шийки вала і вкладня підшипника розділені шаром рідкого мастильного матеріалу, контакт між цими поверхнями відсутній.

Матеріал порошкових підшипників повинен бути гетерогенним і складатися з твердих зерен, рівномірно розподілених у пружнопластичній металевій матриці, а також мати достатню пористість.

Для роботи в умовах сухого тертя перш за все використовуються порошкові матеріали, які за складом повторюють традиційні литі антифрикційні матеріали – бронзи, латуні та деякі матеріали на основі заліза.

Наприклад, пористе залізо (пористість 15...30%) – простий і дешевий матеріал з феритною структурою, але у чистому вигляді використовується рідко у зв'язку зі схильністю до корозії. Найчастіше використовуються більш-менш складні композиції на основі залізних порошоків.

У композиціях залізо-мідь вміст міді може коливатися у межах від 0,5 до 20%, але найчастіше для виготовлення підшипників використовуються матеріали з вмістом міді 5...9%. Мідь значно підвищує пресованість і міцність пористого заліза, покращує процес спікання. Проте антифрикційні властивості таких матеріалів мало відрізняються від властивостей пористого заліза.

Умови граничного тертя виникають у випадку введення у склад порошкового матеріалу мастильних речовин, які створюють на поверхні тертя розділову плівку. Такими порошковими матеріалами можуть бути залізграфіт і бронзографіт.

Залізграфіт – найпоширеніший антифрикційний матеріал на основі заліза, його можлива пористість 25...30%. Дуже часто введення графіту у межах до 1,5% дозволяє зменшити коефіцієнт тертя, але допустимі навантаження і швидкість ковзання не збільшуються. Додавання у залізграфіт міді (декілька відсотків) до-

воляє підвищити фізико-механічні властивості матеріалу і його корозійну стійкість.

Підшипники, пори яких просочені достатньою кількістю мастила, працюють у режимі самозмащування. Мастильний матеріал підводиться до поверхонь тертя з численних капілярів, що виключає утворення сухого тертя і дозволяє витримувати більші навантаження при малих швидкостях без підведення мастила ззовні.

Такі підшипники виготовляються на основі композицій, аналогічних вищезгаданим залізо- і бронзографіту, залізо-мідь-графітових композицій з вмістом графіту 3...4%. При наявності корозійного середовища використовуються підшипники на основі міді й алюмінію. Як мастильний матеріал дуже часто використовують пластичне мастило, у деяких випадках – свинець, дисульфід молібдену та диселенід вольфраму або просочують пори розплавленою сіркою.

Для ефективної роботи підшипника за умов самозмащування необхідно правильно підібрати властивості мастила.

Дуже важливим є використання мастила, хімічний склад якого зможе забезпечувати максимальну адгезію цього мастила з поверхнею підшипника. У роботах [3, 4] наведений новий підхід до розв'язання цієї проблеми. У них наводяться математичні залежності, які дають можливість коригувати склад мастила шляхом додавання мікродобавок, спеціально підібраних у гомеопатичних кількостях. Схильність до утворення суцільного шару мастила на поверхні підшипника відображається критерієм η :

$$\eta(\theta, n) = \frac{1}{\sin \theta / \theta + \frac{1}{\sqrt{n}} \cdot (\sin \theta / \theta)}, \quad (1)$$

де θ – крайовий кут змочування; n – щільність крапель на одиницю площі змочування.

Якщо кут θ прямує до нуля, критерій η наближається до максимуму (одиниці).

Відносний виграш вільної енергії ($\Delta F / F_{\text{псф}}$), а отже й коефіцієнта тертя, внаслідок використання мастила з мікрододатками може бути оцінений за формулою:

$$\frac{\Delta F}{F_{\text{псф}}} = \frac{1 - \cos \theta - \frac{1}{2} \frac{\gamma^{ii}}{\gamma^{ij}} \cdot \sin^2 \theta}{\left[\frac{1}{2} (1 - \cos \theta)^2 \cdot (2 + \cos \theta)^{2/3} \right]} - 1, \quad (2)$$

де γ^{ij} – поверхневий натяг на межі поділу мастила і додатків; γ^{ii} – поверхневий натяг на межі поділу мастила і твердої поверхні.

Важливою характеристикою мастила є також його в'язкість. Оскільки мастило у порах порошкового підшипника утримується за рахунок капілярних сил,

необхідно дотримуватися певного співвідношення між розмірами пор і поверхневим натягом мастила. Чим менше поверхневий натяг мастила, тим меншим повинен бути розмір пор у спеченому вкладні. Коефіцієнт заповнення пор мастилом має бути не нижче 75 % для вкладнів з пористістю не більше 20 % і не нижче 95 % для вкладнів з пористістю понад 25 %.

При високих швидкостях обертання вала температура у зоні тертя підвищується, запас мастила у капілярах швидко витрачається, і для підтримання таких умов праці необхідне підведення рідкого мастила ззовні.

Підшипники, призначені для роботи *в умовах рідкого тертя*, виготовляють з порошкових матеріалів з достатньою пористістю. За цих умов використовуються спечені матеріали на основі заліза і міді: залізо-мідь (до 20 % міді), залізо-графіт (до 30 % графіту), залізо-мідь-графіт (міді до 2,5 %, графіту до 5 %), пористі бронзи (олова до 10 %, графіту до 4 %). Їх конструкція передбачає рясне подавання мастила у зону тертя.

Можливі різні способи підведення мастила у зону тертя (рис. 2) [5].

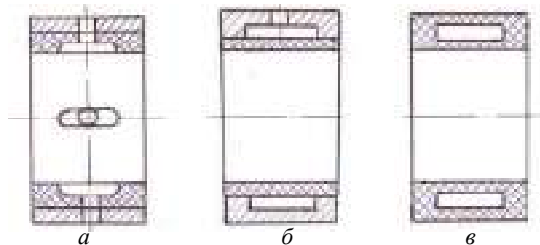


Рис. 2. Способи підведення мастила у зону тертя:

a – через мастильні канавки; *б* – через мастильний резервуар у корпусі підшипника; *в* – через резервуар у тілі порошкового вкладня

У першому випадку (рис. 2*a*) значна частина мастила подається безпосередньо до шийки вала через мастильні канавки, а решта просочується через пори вкладня. Створюється певна нерівномірність змащування. У другому випадку (рис. 2*б*) мастило рівномірно попадає на поверхню шийки через пори вкладня. Запас мастила у третьому випадку (рис. 2*в*) може бути обмежений, тому він використовується у місцях утрудненого доступу або у випадках нетривалого використання вузла тертя.

Нормальну роботу підшипника ковзання визначають тримкість, зносостійкість, робоча температура підшипника, а також відсутність заїдання шийки вала.

Для забезпечення працездатності підшипники ковзання, які працюють у режимі сухого або граничного тертя, розраховують по середньому тиску p і енергетичному параметру pV , який становить добуток середнього тиску на колову швидкість ковзання V .

Середній тиск p розраховується за формулою:

$$p = R/dl, \text{ Па}, \quad (3)$$

де R – навантаження на підшипник, Н; d – діаметр вала, м; l – ширина втулки підшипника, м.

Середній тиск характеризує тримкість підшипника. Для нормальної роботи необхідно, щоб чинний тиск не перевищував допустиму величину: $p \leq [p]$. Підшипники, вали яких обертаються повільно або періодично, розраховуються лише по середньому тиску.

Енергетичний параметр pV розраховується за формулою:

$$pV = RV/dl, \text{ Па}\cdot\text{м/с}, \quad (4)$$

де $V = \pi dn / 60$ – колова швидкість ковзання, м/с; n – частота обертання, об/хв.

Величина параметра pV відбиває теплову напруженість вузла тертя і характеризує ступінь нагрівання підшипника та небезпеку його заїдання. Для нормальної роботи необхідно, щоб енергетичний параметр не перевищував допустиму величину: $pV \leq [pV]$. Таким чином обмежується нагрівання поверхонь тертя.

Допустимі значення $[p]$ і $[pV]$, які наводяться у різних довідниках та інших джерелах (наприклад, у довіднику [6]), залежать від матеріалу і конструкції підшипника і відбивають лише певні середньо статистичні дані. Вони можуть змінюватися у широких межах і при необхідності уточнення визначаються для кожного матеріалу експериментально або за досвідом експлуатації подібних конструкцій.

Рідинне тертя – найсприятливіший режим роботи підшипника ковзання; він виникає при достатньо великих швидкостях обертання вала і постійному підведенні рідкого мастила. Згідно з гідродинамічною теорією змащування при усталеному режимі роботи мастило втягується у клиноподібний зазор і створює гідродинамічний тиск, який врівноважує зовнішнє навантаження (рис. 3). Завдяки цьому вал «плаває» у підшипнику, і поверхні тертя розділені шаром мастила. При одночасному збільшенні навантаження R і частоти обертання n товщина шару мастила не змінюється, тобто зберігається режим рідинного тертя.

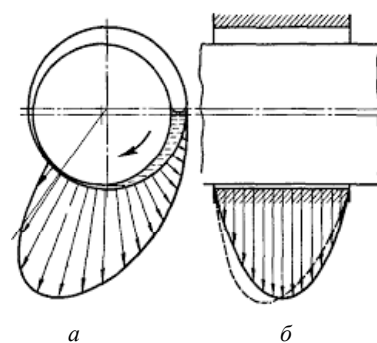


Рис. 3. Розподіл гідродинамічного тиску у підшипнику ковзання у поперечному (*a*) і поздовжньому (*б*) напрямках

Гідродинамічна теорія змащування широко використовується для розрахунків всіляких вузлів тертя, що працюють в умовах рідинного змащування. На її підставі розроблені деякі методи розрахунку підшипників для різних умов роботи [7].

Розрахунок підшипників ковзання на основі гідродинамічної теорії змащування полягає у визначенні мінімально допустимого зазору між валом і підшипником h_{\min} , при якому зберігається надійне рідинне тертя.

Вихідними даними для розрахунку є: радіальне навантаження на підшипник, діаметр вала і ширина підшипника; швидкість обертання вала; динамічна в'язкість мастила при робочій температурі підшипника, а також фактичні розміри і параметри шорсткості вала і вкладки підшипника (рис. 4).

У стані покою між валом і отвором виникає зазор S (рис. 4а), величина якого при складанні визначається фактичними розмірами вала і вкладки. При усталеному процесі роботи підшипника діаметральний зазор по лінії центрів вала й отвору S поділиться на h_{\min} (товщина шару мастила у місці найбільшого зближення поверхонь, рис. 4б) і на $h_{\max} = S - h_{\min}$ (зазор на діаметрально протилежному боці).

Згідно з гідродинамічною теорією змащування між S і h_{\min} існує така залежність:

$$h_{\min} \cdot S = \frac{0,52d^2 \omega \mu}{p} \cdot \frac{1}{d+1}, \quad (5)$$

де h_{\min} – товщина шару мастила у місці найбільшого зближення вала і вкладки підшипника у робочому стані, м; S – діаметральний зазор по лінії центрів вала і вкладки підшипника у стані спокою, м; d – номінальний діаметр шийки вала, м; l – ширина вкладки, м; ω – кутова швидкість обертання вала, рад/с; μ – динамічна в'язкість мастила при температурі 50 °С, Па·с; p – середній тиск у підшипнику, Па.

Середній тиск у підшипнику знаходиться за формулою (3).

Якщо робоча температура підшипника відрізняється від 50 °С і становить t °С, то динамічну в'язкість μ можна знайти за приблизним співвідношенням:

$$\mu \approx \mu_{50} \cdot \left(\frac{50}{t}\right)^3, \quad (6)$$

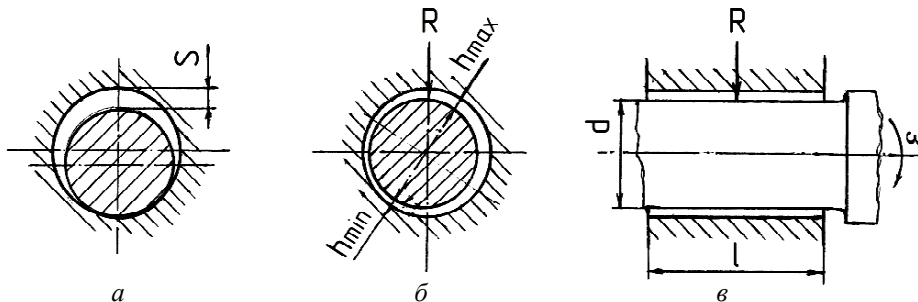


Рис. 4. Розрахункова схема підшипника ковзання:

а – вал у стані покою; б – вал під час обертання; в – розміри вала і підшипника

Список літератури

1. ДСТУ 3012-95 Підшипники кочення та ковзання. Терміни та визначення. – [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держстандарт України, 1995 – 76 с.

Для остаточного визначення h_{\min} необхідно врахувати фактичні розміри і параметри шорсткості вала і вкладки.

Номінальні розміри шийки вала і вкладки однакові. Тип посадки, призначений конструктором, впливає на величину зазора між валом і підшипником. Величина можливого зазора підшипника визначається граничними відхиленнями кожного учасника пари «вал-владень». Граничні відхилення також визначають можливі мінімальний S_{\min} і максимальний S_{\max} зазори підшипника при складанні.

На величину мінімально допустимого зазору впливають також параметри шорсткості робочих поверхонь отвору R_{zD} і вала R_{zd} .

Визначивши за формулою (3) параметр $h_{\min} \cdot S$, необхідно перевірити призначену посадку на забезпеченість мінімального шару мастила за найнесприятливіших умов:

$$h_{\min} = \frac{h_{\min} S}{S_{\max} + 1,4(R_{zD} + R_{zd})}, \quad (7)$$

Рідинне тертя зберігається у тому випадку, коли шар мастила у місці найбільшого зближення вала з вкладнем у процесі роботи не матиме розривів, тобто

$$h_{\min} \geq kR_{zD} + R_{zd}, \quad (8)$$

де k – коефіцієнт запасу надійності за товщиною шару мастила; залежно від умов експлуатації k обирають у межах від 1 до 2.

Знайдена таким чином величина мінімально допустимого зазора між валом і підшипником h_{\min} забезпечує надійну роботу підшипника ковзання за умов гідродинамічного змащування.

Отже, правильний вибір мастила та матеріалу порошкового підшипника ковзання, його відповідність розрахункам працездатності можуть забезпечити тривалий час надійної експлуатації за найрізноманітніших умов змащування у зоні тертя.

- іальностями 131 «Прикладна механіка», 133 «Галузеве машинобудування» уклад. А. К. Скураговський.–Електронні текстові данні 1файл:10,7 МБ – Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 38 с.
3. Дурягіна З. А. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах: монографія / Дурягіна З. А., Ольшанецький В. Ю., Кононенко Ю. І. – Львів : вид. Львівської політехніки, 2013. – 456 с.
 4. Ольшанецький В. Е. О термодинамике взаимодействия сферических включений с движущимися границами зёрен / Ольшанецкий В. Е., Кононенко Ю. И. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 2. – С. 36–38.
 5. Либенсон Г. А. Производство порошковых изделий / Либенсон Г. А. – М. : Металлургия, 1990. – 240 с.
 6. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения : справочник / И. Н. Федорченко и др. ; отв. ред. И. М. Федорченко. К. : Наук. думка, 1985. – 624 с.
 7. Захаров С. М. Гидродинамическая смазка: состояние и перспективы / Захаров С. М. // Трение и износ. – 2010. – № 1. – С. 78–92.

Одержано 23.12.2020

Плескач В. М., Ольшанецкий В. Е. О методах проектирования и использования порошковых подшипников скольжения

Цель работы. Оптимизация методики проектирования, расчёта и использования подшипников скольжения; разработка рекомендаций относительно применения порошковых материалов и масел для производства подшипников скольжения.

Полученные результаты. Выяснены и описаны область преимущественного применения подшипников скольжения, их основные элементы; приведены рекомендации относительно размеров конструктивных элементов подшипников. Проанализированы основные виды трения скольжения и их взаимосвязь с конструкцией подшипника и условиями эксплуатации. Проанализированы возможный состав порошковых материалов для подшипников скольжения, взаимозависимость пористости подшипника и вязкости применяемого масла для обеспечения долговечности его эксплуатации. Приведены рекомендации относительно конструкции подшипников в условиях жидкостного трения. Обобщена методика расчёта работоспособности подшипников скольжения. На основании теории гидродинамической смазки предложена методика расчёта подшипников скольжения для условий жидкостной смазки, которая обеспечивает оптимальные условия эксплуатации.

Научная новизна. Оптимизирован выбор порошкового материала и структуры для улучшения условий смазки. Приведены анализ влияния химического состава масла на обеспечение максимальной адгезии этого масла с поверхностью подшипника, а также математические зависимости, которые дают возможность корректировать состав масла путём добавления специально подобранных микродобавок. Обобщены подходы относительно методики расчёта порошковых подшипников скольжения, которые работают в разных условиях трения.

Практическая ценность. Предложены практические методики проектирования и расчёта подшипников скольжения из порошковых материалов.

Ключевые слова: подшипник скольжения, порошковые материалы, виды трения скольжения, краевого угла смачивания, гидродинамическая теория смазки.

Pleskach V., Ol'shanetskii V. About design and use of powder plain bearings

Purpose. Optimization of methods of design, calculation and use of slip bearings; elaboration of recommendations on the use of powder materials and lubricants for the production of slip bearings.

Research methods. Analysis of existing calculations of slip bearings, of efficiency of the bearing under conditions of self-lubrication and features of using hydrodynamic lubrication theory for calculations of slip bearings in the presence of liquid lubrication.

Results. The area of predominant application of slip bearings, their main elements are clarified and described; recommendations on the sizes of structural elements of bearings are given. The main types of slipping friction and their relationship with the bearing design and operating conditions are analyzed.

The possible composition of powder materials for slip bearings, the interdependence of bearing porosity and the viscosity of the oil used to ensure the of its longevity is analyzed. Recommendations for the design of bearings in conditions of liquid friction are given. Generalized methodology for calculating the efficiency of slip bearings is proposed.

Based on the theory of hydrodynamic lubrication, a method for calculating slip bearings for liquid lubrication conditions, which provides optimal operating conditions is proposed.

Scientific novelty. Optimized selection of powder material and structure to improve lubrication conditions is proposed. The analysis of the influence of the chemical composition of the oil to ensure maximum adhesion of this oil with a bearing surface is resulted; the analysis of the influence of the chemical composition of the oil to ensure maximum adhesion of this oil with a bearing surface, as well as mathematical dependencies that make it possible to adjust the composition of the oil by adding specially selected microadditives is resulted. Generalized approaches to the method of calculation of powder slip bearings, which operating under different friction conditions are proposed.

Practical value. Practical methods of designing and calculating slip bearings from powder materials are offered.

Key words: slip bearing, powder materials, types of slipping friction, edge wetting angle, hydrodynamic lubrication theory.

Ленок А. А., канд. техн. наук Обдул В. Д., Виновець О. В.
Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ КРУТОЗАГНУТИХ ВІДВОДІВ

Мета роботи. Дослідження особливостей технологічного процесу виготовлення криволінійних ділянок трубопроводу – крутозагнутих відводів.

Методи дослідження: тривимірне моделювання конструкції оснащення та готового виробу; експериментальні дослідження технології виготовлення крутозагнутих відводів методом прошивування через криволінійний отвір складальної матриці без використання наповнювачів; оцінка деформації методом діляльних сіток.

Отримані результати. Проаналізовано літературні джерела та визначено основні проблеми, які виникають при виготовленні крутозагнутих відводів для кожного методу. Для дослідження особливостей технології виготовлення досліджуваним методом змодельована тривимірна модель складальної матриці, обрано конструкцію, розміри та матеріал оснащення. Виготовлено оснащення. Обрано розміри та матеріал трубних заготовок. Визначено операції технології виготовлення крутозагнутих відводів методом прошивування через криволінійний отвір складальної матриці без використання наповнювачів.

Проведено експериментальні дослідження технології. Для цього виготовлений штамп встановлювався на гідравлічний прес ПГ-100А. Трубна заготовка розміщувалась у направляючій втулці, пригвинченій до складальної матриці при розміщенні штока пресу у верхньому положенні. Пуансон прошивував трубну заготовку вздовж криволінійного отвору складальної матриці при русі штока вниз. По завершенню процесу прошивування шток преса розміщувався у верхньому положенні. Для безперешкодного зняття готового виробу знімали направляючу втулку, матрицю розгвинчували та виймали із затискачів.

Отримано декілька зразків, виявлено наявність дефектів та проблем, які виникли в процесі формоутворення крутозагнутих відводів. Оцінку деформації заготовок виконано за допомогою методу діляльних сіток.

Наукова новизна. Набув подальшого розвитку метод виготовлення крутозагнутих відводів шляхом прошивування через криволінійний отвір складальної матриці. Особливість досліджуваної технології – відмова від використання дороговартісного наповнювача чи жорстких оправок, скорочення технологічних операцій та часу на виготовлення одиниці готового виробу. В результаті проведеного дослідження були виявлені небезпечні зони трубних заготовок в процесі виготовлення крутозагнутих відводів: місце згину (зім'яття, гофроутворення, розрив) та торці готового виробу на виході (овалізація, спотворення, розриви).

Практична цінність. Для запобігання виникнення небезпечних зон при деформації трубних заготовок та підвищення якості одержуваних готових виробів сформульовано вимоги щодо конструкції робочих елементів розробленого штамп, вибору оптимальних режимів процесу формоутворення, матеріалу та оптимальної форми трубної заготовки.

Ключові слова: технологія виготовлення, трубна заготовка, крутозагнутий відвід, прошивування, складальна матриця, небезпечні зони.

Вступ

Трубопровід – це складна інженерна споруда систем газо- та водопостачання, що використовується для транспортування рідких та газоподібних речовин під впливом тиску або природних ландшафтно-геодезичних особливостей. Частина елементів трубопроводу, зокрема крутозагнуті відводи, замінюються в процесі експлуатації.

Перебування в складних, важких і багатофакторних умовах навантаження приводить до критичного

зношення та руйнування крутозагнутих відводів та, відповідно, трубопроводу. Це становить значну небезпеку для навколишнього середовища та значні матеріальні втрати в силу тривалих вимушених простоїв трубопроводів.

Тому створення нових або удосконалення існуючих технологічних процесів виготовлення крутозагнутих відводів та обладнання для їх виробництва є актуальним науково-технічним завданням.

Аналіз літературних джерел

Існує ряд відомих методів та пристроїв для формотворення крутозагнутих відводів: гаряче протягування трубної заготовки через рогоподібне осердя, штампування з трубної заготовки або з листа, прошовхування трубної заготовки через філь'єру з внутрішнім наповнювачем, гнуття в гарячому і холодному станах, гнуття труб зі струмом високої частоти, лиття [1].

Поряд з перевагами ці методи мають також і недоліки пов'язані з технологією виготовлення крутозагнутих відводів та з конструкцією пристроїв для її реалізації [2]. До основних проблем виготовлення крутозагнутих відводів для кожного методу можна віднести наступні:

1. Висока собівартість виготовлення (високі трудомісткість та енерговитрати);
2. Низька якість та продуктивність виготовлення відводів;
3. Обмежений вибір типорозмірів виготовлених відводів;
4. Різновтовщинність стінки по перерізу незалежно від радіуса гнуття відводу;
5. Виготовлення відводів з малим радіусом гнуття та невеликою товщиною стінки;
6. Утворення овалізації кінцевих ділянок відводу;
7. Утворення складок (гофр, тріщин) металу на внутрішній кромці відводу.

Широке застосування як на вітчизняних, так і на закордонних підприємствах знаходить метод прошовхування трубної заготовки через філь'єру матриці з криволінійною віссю, який виконується на універсальному обладнанні [3, 4]. Дослідженню цього методу

присвячені наукові праці Попова І. П., Маслова В. Д., Ніколенко К. А., Кудряшова О. О., Ербейгеля С. А. та ін.

На основі цього методу розроблена корисна модель штампа, схема якого показана на рисунку 1 [5]. Особливість конструкції цього штампу – це обов'язкове використання наповнювача, жорсткої оправки, дорнів або вставок, що призводить до підвищення собівартості готових виробів, (рисунк 1, позиції 7 і 8). Поліуретан, у якості наповнювача, має невисоку стійкість та вимагає постійного оновлення, а його вартість значно перевищує номінальну вартість інструментальних сталей [6]. Жорсткі оправки, різноманітні дорни в ході експлуатації теж швидко зношуються та потребують постійної заміни.

Виходячи з цього сформульована мета роботи, яка полягає у дослідженні особливостей технології виготовлення крутозагнутих відводів методом прошовхування через криволінійний отвір складальної матриці без використання наповнювачів.

Постановка задачі

Для досягнення мети сформульовані наступні задачі:

1. Розробка тривимірної моделі складальної матриці;
2. Вибір конструкції, розмірів та матеріалу оснащення;
3. Виготовлення оснащення;
4. Вибір розмірів, матеріалу трубних заготовок;
5. Проведення та аналіз експериментальних дослідів [7].

На рисунках 2–4 зображені тривимірні моделі складальної матриці, правої і лівої половинок та готового виробу – крутозагнутого відводу.

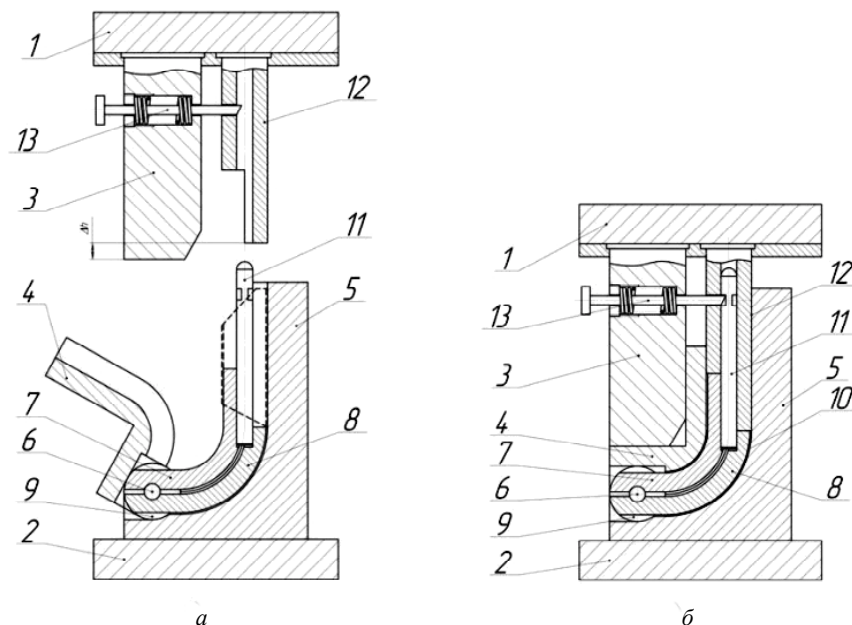


Рис. 1. Схема штампа для формотворення крутозагнутого відвода [5]:

1 і 2 – верхня і нижня плити штампу; 3 – противвіджим; 4 і 5 – напівматриці; 6 – вісь обертання; 7 і 8 – складена жорстка оправка; 9 – муфта; 10 – відштампована деталь; 11 – жорсткий замок; 12 – пуансон; 13 – підпружинений фіксатор; а – вихідне положення; б – завершення процесу формотворення

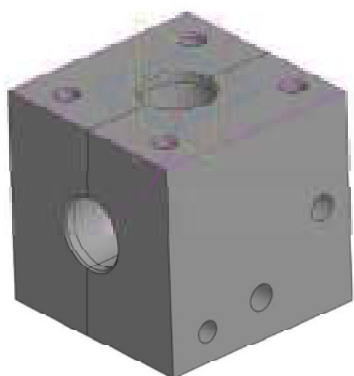
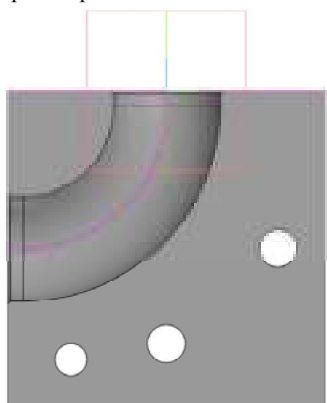
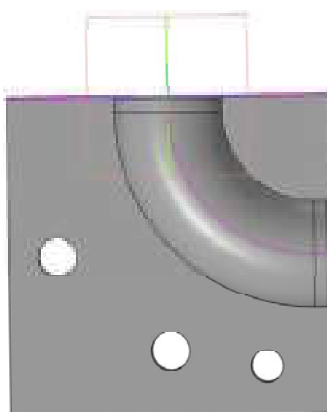


Рис. 2. Тривимірний модель складальної матриці



a



б

Рис. 3. Тривимірний модель складної матриці: правої (*a*) та лівої (*б*) половин

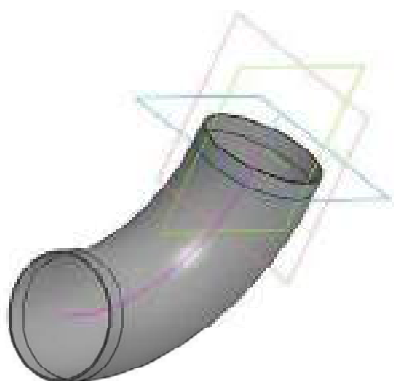


Рис. 4. Тривимірний модель готового виробу



Рис. 5. Трубна заготовка з нанесеною сіткою



a



б

Рис. 6. Підготовка трубної заготовки (*a*) та налаштування обладнання (*б*)



Рис. 7. Готовий виріб в складальних матрицях

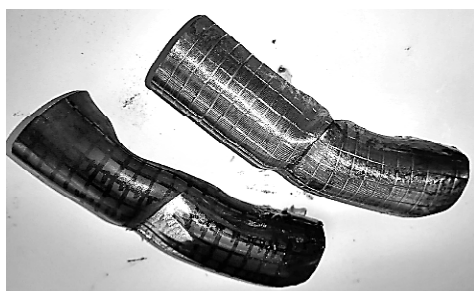


Рис. 8. Зім'яття трубної заготовки в середній частині вигину та овалізація країв на виході

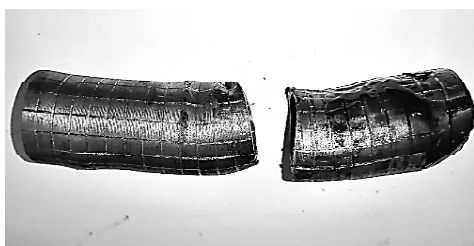


Рис. 9. Розрив трубної заготовки на 2 частини в цій же середній частині по ходу нанесеної сітки та овалізації країв на виході

Технологія виготовлення крутозагнутого відводу методом прошовхування через криволінійний отвір складальної матриці без використання наповнювачів складається з наступних операцій:

1. Вхідний контроль труб.
2. Розрізування труб на заготовки встановленої довжини.
3. Зачищення торців трубної заготовки.
4. Очищення трубної заготовки.
5. Нанесення змащувальних засобів.
6. Прошовхування через криволінійний отвір матриці без наповнювачів.
7. Відрізка торців крутозагнутого відводу.
8. Зачищення торців крутозагнутого відводу.
9. Очищення крутозагнутого відводу, вихідний контроль.
10. Вихідний контроль готового виробу.

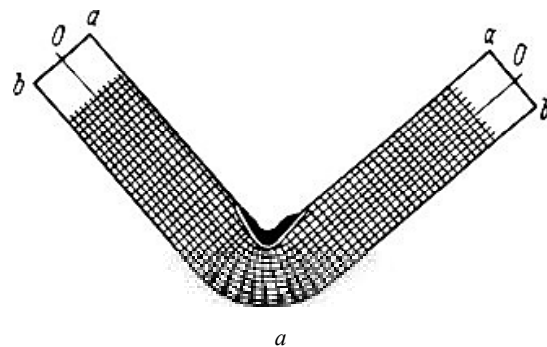


Рис. 10. Розподіл деформації металу при гнутті трубної заготовки [9]:

aa – внутрішня поверхня трубної заготовки; *bb* – зовнішня поверхня трубної заготовки; *00* – нейтральний шар

Експериментальне дослідження

Для проведення експериментальних досліджень використані зразки у вигляді трубних заготовок. На зовнішню та внутрішню поверхні заготовки попередньо наносилась сітка розміром 6×6 мм, яка дозволяє визначити зони інтенсивності течії металу, напружено-деформований стан, тощо [8]. На рис. 5 зображена трубна заготовка з нанесеною сіткою.

Для проведення досліджень використовувались трубні заготовки зі Ст. 3, механічні властивості в стані поставки, розмірами $\varnothing 33,5 \times 2,5 \times 130$ мм; кут гнуття трубних заготовок $\alpha = 90^\circ$; радіус гнуття: $R = 2D$; інструмент – штамп для гнуття трубних заготовок; устаткування – гідравлічний прес ПГ-100А; метод гнуття – прошовхування через криволінійний отвір матриці у штампі [8].

Процес прошовхування здійснювався наступним чином: штамп встановлювався на гідравлічний прес. При розміщенні штока пресу у верхньому положенні: штамп розкритий; направляюча втулка пригвинчувалась гайками до складальної матриці, яка закріплювалась у застискачі; трубна заготовка розміщувалась перпендикулярно столу преса в направляючій втулці, яка забезпечила її точне фіксування, центр гнуття при цьому співпадав з віссю пуансона. Радіус отвору направляючої втулки та отвору складальної матриці співпадав та становив величину зовнішнього радіуса трубної заготовки.

Пуансон проштовхував трубку заготовку вздовж криволінійного отвору складальної матриці при русі штока вниз.

Шток преса розміщувався у верхньому положенні після завершення процесу проштовхування. Для безперешкодного зняття готового виробу матрицю розвинчували, знімали направляючу втулку та виймали її з затискачів.

Процес виготовлення крутозагнутого відводу за досліджуваною технологією продемонстровано на рисунках 6, 7.

Аналіз отриманих результатів

У ході проведення експериментальних досліджень отримано декілька зразків та виявлено наявність дефектів та проблем, які можуть виникати в процесі формоутворення крутозагнутих відводів. Отримані дефекти є небезпечними зонами трубною заготовки, тобто місця згину та краї готового виробу.

На рисунках 8, 9 зображено готові вироби з дефектами: зім'яття трубною заготовки в середній частині вигину (рисунок 9) та розрив трубною заготовки на 2 частини в цій же середній частині по ходу нанесеної сітки та овалізація країв на виході (рисунок 10).

Відомо, що в процесі гнуття, в результаті докладання зусиль стиснення і розтягування, може спостерігатися зім'яття або розрив труби [9]. У випадку проведених експериментальних досліджень, це обумовлюється тим, що у місці контакту заготовки та криволінійного каналу складальної матриці при проштовхуванні спостерігається виникнення стискаючих радіальних напружень, а в шарах стінок трубною заготовки, де контакту немає – поява розтягувальних напружень, рисунок 9. Таким чином, в радіальному напрямку метал трубною заготовки по-черзі піддавався стискаючим і розтягувальним напруженням [9].

Згідно з [9] встановлено, що деформація трубною заготовки відбувається поблизу кута гнуття – осередку деформації, як видно на рисунку 10а. У внутрішній поверхні трубною заготовки *aa* відбувається стиснення у поздовжньому напрямку та розтягнення в поперечному. У шарах *bb* на зовнішній поверхні навпаки – розтягнення в поздовжньому напрямку та стиснення в поперечному. Між розтягнутими і стиснутими шарами знаходиться нейтральний шар *00*, що не змінюється по довжині, положення якого визначається радіусом кривизни *R* (рисунок 10б).

Отримана нерівномірність напружено-деформованого стану трубною заготовки, яка пояснюється самим механізмом деформування у процесі проштовхування. Це призводить до того, в процесі деформування одні ділянки трубною заготовки напружені слабо, а інші дуже сильно, і в них з'являється небезпека руйнування – небезпечні зони. Обмеження можливостей технологічного процесу виготовлення крутозагнутого відводу характеризується міцністю цих небезпечних зон і перерізів на розрив або їх опором втраті стійкості стінок труби.

Зважаючи на отриманий результат можна зробити висновок, що для запобігання виникнення небезпечних зон необхідно провести ряд заходів по зменшенню контактної тертя, поліпшити конструкцію робочих елементів штамп: складальної матриці та пуансону, обрати оптимальні режими процесу формоутворення, матеріал та оптимальну форму трубною заготовки. Це посприє розвантаженню небезпечних зон і перерізу розриву. А, отже, підвищить ступінь деформації металу, яку можна буде досягти за одну операцію.

Висновки

1. Аналізуючи літературні джерела визначено основні проблеми, які виникають при виготовленні крутозагнутих відводів для кожного методу.

2. Для дослідження особливостей технології виготовлення обраним методом змодельовано у тривимірному вигляді та виготовлено оснащення, підготовані трубні заготовки.

3. Визначено операції технології виготовлення крутозагнутого відводу методом проштовхування через криволінійний отвір складальної матриці без використання наповнювачів.

4. Проведено ряд експериментів, отримано декілька зразків та виявлено наявність дефектів та проблем, які можуть виникати в процесі формоутворення крутозагнутих відводів.

5. Встановлено небезпечні зони трубною заготовки в процесі виготовлення крутозагнутого відводу: місце згину (зім'яття, гофроутворення, розрив) та краї готового виробу (овалізація, спотворення, розриви).

6. Досліджувана технологія виготовлення крутозагнутих відводів потребує проведення ряду заходів по розвантаженню небезпечних зон і перерізу розриву.

Список літератури

1. Methods of manufacturing of steeply curved taps for pipeline systems / A. A. Lenok, V. D. Abdul, V. V. Shirokobokov and etc. // XIX International Scientific Conference New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering: monografie. – N 78. – Czestochowa, 2018. – P. 84–88.
2. Ленюк А. А. Аналіз сучасних методів виготовлення крутозагнутих відводів для трубопроводних систем / Ленюк А. А. // IX Міжнародна науково-технічна конференція «Теоретичні та практичні проблеми в обробці матеріалів тиском і якості фахової освіти». – КПІ ім. І. Сікорського, ХНТУ, 28 травня–01 червня, 2018. – С. 120–122.
3. Ершов А. Г. Формирование патрубков из труб, втягиванием в фильеру с внутренним давлением / Ершов А. Г. // Кузнечно-штамповочное производство, № 7. – 1974. – С. 23–26.
4. Формообразование элементов трубопроводных систем полиуретаном на универсальном гидропрессе / Э. И. Письменный, С. А. Эрбейгель, В. И. Заяц, А. К. Мялица // Машиностроит. пр-во. сер. Технология и оборуд. КИП : Обзор и информ./ ВНИИТЭМР. – Вып. 3 – М., 1990. – 64 с., 28 ил.

5. Пат. 2294807 Российская Федерация, МКП В21D 9/12, В21С 37/28. Устройство для формообразования крутоизогнутых отводов / Попов И. П., Маслов В. Д., Николенко К. А. и др. ; заявитель и патентообладатель ООО НПП «Трубодеталь». – № 2005130849/02 ; заявл. 04.10.2005 ; опубл. 10.03.2007, Бюл. № 7. – 6 с.: 2 ил.
6. Пат. 130241 Российская Федерация МКП В21С 37/29. Устройство для формообразования крутоизогнутых отводов / Маслов В. Д., Николенко К. А., Мисюра В. Д. ; заявитель и патентообладатель Самарский гос. аэрокосмич. университет. Заявка № 2013105307/02 ; заявл. 07.02.2013 ; опубл. 20.07.2013. – Бюл. № 23. – 3 с.
7. Ленюк А. А. Проблемы изготовления крутозагнутых відводів для газо- та водопровідних систем / А. А. Ленюк, В. В. Широкобоков // XI Міжнародна науково-технічна конференція «Ресурсозбереження та енергоефективність процесів та обладнання обробки тиском в машинобудуванні та металургії, присвячена 90-річчю заснування кафедри обробки металів тиском». – НТУ ХП. 20–22 листопада, 2019. – С. 92–93.
8. Ленюк А. А. Дослідження технології виготовлення крутозагнугих відводів трубопроводу / А. А. Ленюк, О. В. Виновець // Машини та технології обробки матеріалів тиском : міжнар. наук.-техн. конф., 20–22 жовт. 2020 р. – С. 22–24.
9. Характеристика гибочных операций и напряженно-деформированное состояние металла при гибке [Электронный ресурс] : Режим доступа: <https://cutt.ly/4hHDDkI>

Одержано 22.12.2020

Ленюк А. А., Обдур В. Д., Виновец А. В. Исследование технологии изготовления крутоизогнутых отводов

Цель работы. Исследование особенностей технологического процесса изготовления криволинейных участков трубопровода – крутоизогнутых отводов.

Методы исследования: трехмерное моделирование конструкции оснастки и готового изделия; экспериментальные исследования технологии изготовления крутоизогнутых отводов методом проталкивания через криволинейное отверстие сборочной матрицы без использования наполнителей; оценка деформации методом делительных сеток.

Полученные результаты. Проанализированы литературные источники и определены основные проблемы, возникающие при изготовлении крутоизогнутых отводов для каждого метода. Для исследования особенностей технологии изготовления исследуемым методом смоделирована трехмерная модель сборочной матрицы, выбраны конструкция, размеры и материал оснастки. Изготовлена оснастка. Выбраны размеры и материал трубных заготовок. Определены операции технологии изготовления крутоизогнутых отводов методом проталкивания через криволинейное отверстие сборочной матрицы без использования наполнителей.

Проведены экспериментальные исследования технологии. Для этого изготовленный штамп устанавливался на гидравлический пресс ПГ-100А. Трубные заготовки размещались в направляющей втулке, привинченной к сборочной матрице при размещении штока пресса в верхнем положении. Пуансон проталкивал трубную заготовку вдоль криволинейного отверстия сборочной матрицы при движении штока вниз. По завершению процесса проталкивания шток пресса находился в верхнем положении. Для беспрепятственного снятия готового изделия снимали направляющую втулку, матрицу отвинчивали и вынимали из зажимов.

Получено несколько образцов, выявлено наличие дефектов и проблем, которые возникли в процессе формообразования крутоизогнутых отводов. Для оценки деформации был использован метод делительных сеток.

Научная новизна. Получил дальнейшее развитие метод изготовления крутоизогнутых отводов путем проталкивания через криволинейное отверстие сборочной матрицы. Особенность исследуемой технологии – отказ от использования дорогостоящего наполнителя или жестких оправок, сокращение технологических операций и времени на изготовление единицы готового изделия. В результате проведенного исследования были выявлены опасные зоны трубных заготовок в процессе изготовления крутоизогнутых отводов: место изгиба (смятие, гофроутворения, разрыв) и торцы готового изделия на выходе (овализация, искажения, разрывы).

Практическая ценность. Для предотвращения возникновения опасных зон при деформации трубных заготовок и повышение качества получаемых готовых изделий сформулированы требования к конструкции рабочих элементов разработанного штампа, выбору оптимальных режимов процесса формообразования, материалу и оптимальной форме трубной заготовки.

Ключевые слова: технология изготовления, трубная заготовка, крутоизогнутый отвод, проталкивание, сборочная матрица, опасные зоны

Lenok A., Obdul V., Vinovets O. Research of technology of manufacturing of steeply curved bends

Purpose of work. Investigation of the features of the technological process of manufacturing curvilinear sections of the pipeline – steeply curved bends.

Research methods. *Three-dimensional modeling of a design of equipment and a finished product; experimental studies of the technology of manufacturing steeply curved bends by pushing through a curved hole of the assembly matrix without using fillers; estimation of deformation by the method of dividing grids.*

Obtained results. *Literary sources are analyzed and the main problems arising in the manufacture of steeply curved bends for each method are identified. To study the features of the manufacturing technology, a three-dimensional model of the assembly matrix was modeled using the investigated method, the design, dimensions and material of the tooling were selected. Equipment was made. Sizes and material of pipe billets were selected. The operations of the technology for the manufacture of steeply curved bends by pushing through a curved hole of the assembly matrix without the use of fillers were determined.*

Experimental studies of the technology have been carried out. For this, the manufactured stamp was installed on a PG-100A hydraulic press. Pipe billets were placed in a guide sleeve, which was screwed to the assembly die when the press rod was placed in the upper position. The punch pushed the pipe billet along the curved hole of the assembly matrix while moving the rod down. Upon completion of the pushing process, the press rod was in the upper position. For unimpeded removal of the finished product, the guide sleeve was removed, the matrix was unscrewed and removed from the clamps.

Several samples were obtained, the presence of defects and problems that arose during the formation of steeply curved bends were revealed. To assess the deformation, the method of dividing grids was used.

Scientific novelty. *The method of manufacturing steeply curved bends by pushing an assembly matrix through a curved hole was further developed. The peculiarity of the investigated technology - rejection of the use of expensive filler or rigid mandrels, reduction of technological operations and time for manufacturing a unit of a finished product. As a result of the study, dangerous zones of pipe billets in the process of manufacturing steeply curved bends were identified: the place of bending (crushing, corrugation, rupture) and the ends of the finished product at the exit (ovalization, distortion, breaks).*

Practical value. *To prevent the occurrence of dangerous zones during deformation of pipe billets and improve the quality of the finished products obtained, requirements were formulated for the design of the working elements of the developed stamp, the choice of optimal modes of the shaping process, the material and the optimal shape of the pipe billet.*

Key words: *manufacturing technology, pipe billet, steeply curved bend, pushing, assembly matrix, dangerous zones.*

УДК 629.7:62-4:62-91:519.6

Кравчук Ю. С.¹, канд. техн. наук Татарчук Т. В.²¹ Запорізький авіаційний коледж ім. О. Г. Івченка² Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ РОБОТИ ЕЛЕМЕНТІВ ТУРБІНИ

Мета роботи. Статистичний та експериментальний аналіз методів нанесення покриття на сопловий апарат турбіни для підвищення температурного режиму.

Методи дослідження: розрахунковий метод кінцевих елементів, експериментальний.

Отримані результати. Проведені дослідження показали, що застосування термічно захисних покриттів ТЗП завтовшки 250 мкм з теплопровідністю 1 Вт/мК на двох східцях турбіни можна реалізувати одну з двох можливостей:

- при незмінній робочій температурі матеріалу лопаток збільшити температуру газу перед турбіною приблизно на 100 °С, що приведе до підвищення ККД і економії палива більш ніж на 13 %;

- не змінюючи температури газу перед турбіною – збільшити довговічність лопаток приблизно в 4 рази внаслідок зниження їх робочої температури.

Був проведений аналіз двох методів нанесення ТЗП, в роботі проведена розрахункова оцінка температурного стану соплового апарату (СА) турбіни високого тиску двигуна, зниження його температури за рахунок нанесення ТЗП і підвищення його ресурсу. Проблема була розв'язана за допомогою нанесення ТЗП на лопатки соплового апарату. Був проведений аналіз двох методів нанесення ТЗП, проведена розрахункова оцінка температурного стану соплового апарату (СА) турбіни високого тиску двигуна, зниження його температури за рахунок нанесення ТЗП і підвищення його ресурсу, можна проаналізувати:

Наукова новизна. Проблема створення ефективно, економічно і надійно працюючих газових турбін – найбільш складна серед численних проблем, що виникають на шляху розвитку газотурбобудування. Важливими елементами турбін є робочі і соплові лопатки, матеріал і конструкція яких визначають допустиму температуру газу перед турбіною і тим самим безпосередньо впливають на техніко-економічні показники роботи ГТД.

Практична цінність. Одержані результати мають важливе значення для подальшого розвитку авіадвигунобудування, завдяки нанесенню ТЗП добилися збільшення ресурсу СА з 40000 год до 67000 год.

Ключові слова: сопловий апарат (СА), термічно захисне покриття (ТЗП), плазмовий метод (ПТ), електронно-променевий метод (ЕПТ), вібрації, температурний градієнт, метод кінцевих елементів.

Вступ

Проблема створення ефективно, економічно і надійно працюючих газових турбін – найбільш складна серед численних проблем, що виникають на шляху розвитку газотурбобудування. Важливими елементами турбін є робочі і соплові лопатки матеріал і конструкція яких визначають допустиму температуру газу перед турбіною і тим самим безпосередньо впливають на техніко-економічні показники роботи ГТД. Технологічні труднощі подальшого форсування конвективне охолодження лопаток, енергетична неповноцінність пліткових завіс і теплообмінників, стан розвитку металургії жароміцних сплавів вказують на те, що поліпшення параметрів циклу ГТД слід зв'язувати з розробкою якісно нових систем захисту лопаток газових турбін і переходом від жаростійких багатокомпонентних покриттів до теплозахисних (ТЗП).

Провідні виробники авіаційних двигунів нині застосовують ТЗП для підвищення надійності і довговічності лопаток турбін. General Electric використовує ТЗП на робочих лопатках двигунів CFM-56-7 і багатьох інших. За оцінками дослідників фірми ефект зниження температури лопаток в результаті застосування ТЗП складає до 90 °С і залежить від теплового потоку в турбіні.

Таким чином, дослідження є актуальним для збільшення довговічності і надійності лопаток, та підвищення допустимої температури газу перед турбіною і тим самим безпосередньо підвищити техніко-економічні показники роботи ГТД.

Матеріали та методи дослідження

В якості вихідних була обрала лопатка соплового апарату турбіни двигуна Д-436-148 та керамічне покрит-

тя для нанесення на основі оксидної системи $ZrO_2 - Y_2O_3$ (YSZ).

Для аналізу були розглянуті у порівнянні властивостей технологічних захистних покриттів з керамічним шаром $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ при нанесенні плазмовим методом (ПТ) та електроннопроменевим (ЕПТ) – таблиця 1.

Таблиця 1 – Залежність товщин керамічного шару ТЗП, його теплофізичних характеристик.

Властивість	ПТ	ЕПТ
Теплопровідність, Вт/м·К	0,8–1,1	1,5–1,9
Шорсткість, мкм	10,0	1,0
Адгезійна міцність, МПа	20–40	400
Модуль Юнга, ГПа	200	90
Відносна швидкість ерозії	7	1

Електроннопроменева технологія (ЕПТ). Електронно-променева установка, яка зображена на рисунку 1, дає можливість провести нанесення теплозахисних покриттів за один процес. Дана установка була розроблена для реалізації методу випару і конденсації матеріалів у вакуумі. Вакуумні методи осадження покриттів, випари та конденсація, що базуються на фізико-хімічних процесах та здійснювані за допомогою відносно складної й коштовної апаратури, вигідно відрізняються від інших методів прецизійністю, практично необмеженими можливостями управляти структурою і властивостями покриттів. Завдяки наявності в робочій порожнині декількох випарників, за допомогою випару та конденсації можна отримувати металеві, кераміко-металічні і керамічні покриття із заданими комплексом фізико-механічних властивостей.

З шлюзової камери в робочу камеру вводиться касета із закріпленими в ній лопатками, які підготовлені для нанесення покриття. На дні камери розташовані мідні водоохолоджувані кристалізатори із зливком М-Сг-АІ-У та керамікою. Цей зливком бомбардується пучком електронів, матеріали покриття плавляться та випаровуються. Атоми, що випаровуються, конденсуються на підігріту поверхню лопаток, формуючи покриття необхідної конструкції, хімічного складу та товщини. Завдяки наявності декількох форкамер установка працює у безперервному режимі з продуктивністю 300...1200 лопаток на день. Контроль (і управління) за роботою установки здійснюють за допомогою мікропроцесора.

Плазмовий метод нанесення покриттів (ПНП). Джерелом високої температури при плазмовому методі є плазмовий струмінь, який утворюється в спеціальних пальниках (плазмотронах). До плазмового пальника підводять електричний струм від джерела живлення. При цьому, через анод, виконаний у вигляді сопла, пропускають інертний газ (аргон). При збудженні дуги між катодом і анодом (соплом) відбувається іонізація газу та утворення плазмового струменя (рис. 2). Швидкість витікання іонізованого газу з сопла плазмотрона складає 350...400 м/сек, а температура досягає 5500 °С. Напилюваний матеріал у вигляді порошку, розміром часток 40...100 мкм, вводиться в струмінь плазми за допомогою транспортуючого газу (аргону) та облаштування дозованого подання порошку-дозатора. Швидкість часток напилюваного матеріалу в струмені, при підльоті до напилюваної поверхні досягає 80...100 м/с (рис. 2).

Основними перевагами цього методу являються:

- висока температура плазмового потоку дозволяє використати порошкові матеріали з будь-якою температурою плавлення;

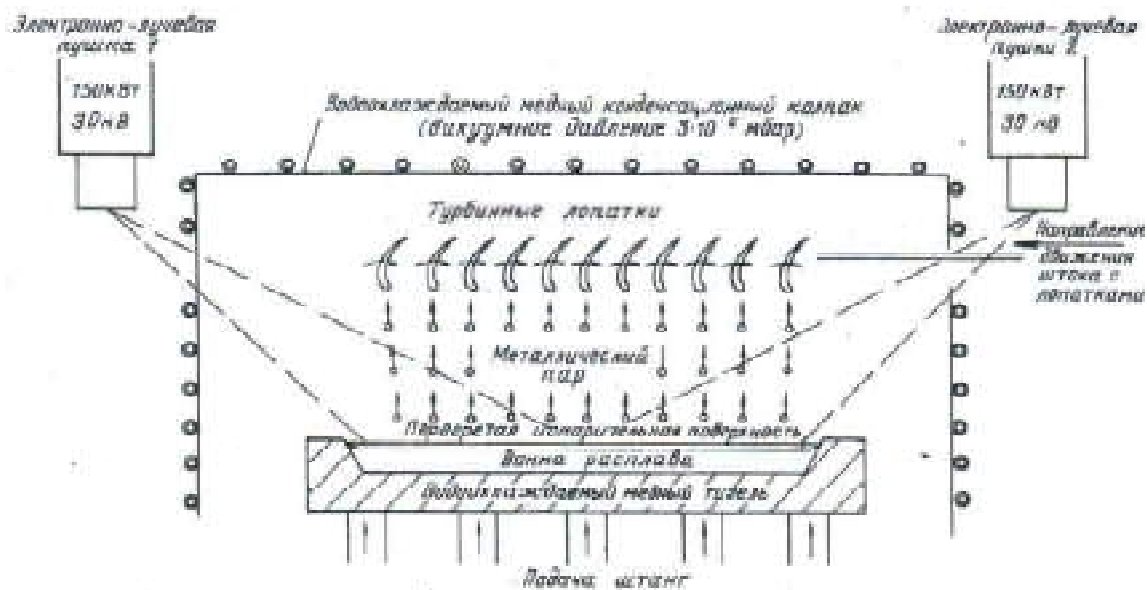


Рис. 1. Схема нанесення покриття електронно-променевим методом

- можливість регулювання фізико механічних властивостей покриттів;
- надзвукова швидкість струменя забезпечує більш високу міцність зчеплення покриття з основним металом;
- можливість отримувати багатошарові композиційні покриття.

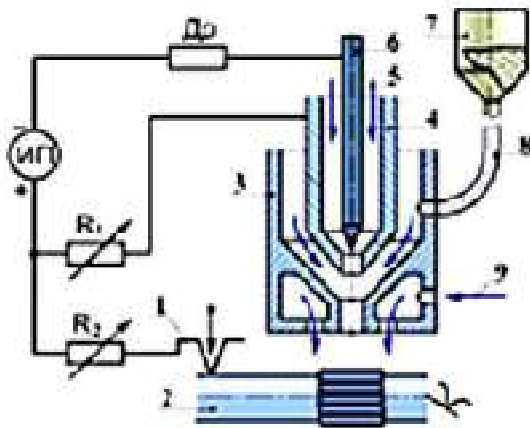


Рис. 2. Схема нанесення покриття плазмовим методом

Одним з головних моментів, що визначає успіх в створенні теплозахисних покриттів, є отримання необхідної адгезійної міцності між керамічним шаром і жаростійким металевим підшаром, кераміки, що забезпечує збереження, на поверхні лопатки в плинні усього часу експлуатації.

Результати та обговорення

На рис. 3 представлені зразки, які було використано для статистичної обробки. Згідно результатів завдяки нанесенню ТЗП добилися збільшення ресурсу соплового апарату з 40000 год до 67000 год.



Рис. 3. Лопатки газотурбінних двигунів: ліворуч – без покриттів; у центрі – з металевим покриттям; справа – з двошаровим покриттям метал/кераміка

Товщина покриття може істотно впливати на температурне поле профілю лопатки (основний матеріал). Проте в реальних умовах роботи двигуна (вібрації, температурні градієнти і інші особливості) товсті покриття мають тенденцію до сколювання, залишаючи

незахищеною поверхню. Тому підбір товщини тривало працюючого (впродовж ресурсу) покриття – це питання дуже актуальне і залежить від особливостей технології нанесення, складу, особливостей експлуатації і багатьох інших, рішення, якого досягається тривалим відрітком і перевіркою спеціальними випробуваннями. Для авіаційних ГТД товщина покриття складає 0,15...0,25 мм.

На наступному етапі були проведені розрахунки на міцність лопаток соплового апарату турбіни високого тиску двигуна. Соплові лопатки ТВТ – порожнисті, охолоджувані. Сопловий апарат (СА) ТВТ складається з секторів по декілька лопаток, відлитих разом: дев'ять секторів по 3 лопатки в секторі та один сектор по 2 лопатки. Матеріал лопаток СА ТВД -ЖС6У-ВИ. Розрахунки напружено-деформованого стану [5] охолоджуваних лопаток соплових апаратів враховували як газодинамічні так і температурні навантаження, що виникають в результаті нерівномірного нагріву лопаток. При великих температурах в лопатках виникала необхідність обліку повзучості матеріалу, що виконано в приведених розрахунках.

Розрахунки охолоджуваних робочих лопаток СА ТВТ двигуна виконані методом кінцевих елементів в найбільш термонавантаженому середньому перерізі на максимальному злітному режимі при $T_{СА}^* = 1510$ К, $T_{КВТ}^* = 834$ К. Розрахунок температурного поля проводився для товщини покриття 0,15 та 0,25 мм, коефіцієнт теплопровідності приймався рівним 2,5 Вт/м-град. Товщина покриття враховувалась за рахунок зміни коефіцієнта тепловіддачі з боку газу залежно від теплофізичних характеристик покриття (коефіцієнт теплопровідності, товщина), який розраховувався за формулою:

$$\alpha_{эфф_i} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_{zi}} + \frac{\delta_n}{\lambda_n}}$$

де $\alpha_{эфф_i}$ – ефективний коефіцієнт тепловіддачі на i -й ділянці (з урахуванням покриття); α_{zi} – коефіцієнт тепловіддачі з боку газу на i -й ділянці; δ_n – товщина покриття; λ_n – коефіцієнт теплопровідності покриття. Формула отримана з умови рівності теплових потоків через стінку з покриттям і без нього.

Розподіл максимальних температур [5] у розрахунковому перерізі початкової лопатки СА ТВТ на максимальному злітному режимі при $T_{СА}^* = 1510$ К, $T_{КВТ}^* = 834$ К наведено на рис. 4.

Надмірне збільшення товщини покриття може привести як до зростання, так і до зниження довговічності соплової лопатки, що підтверджується дослідженням термоциклічної довговічності на моделях з жароміцних сплавів з різними видами покриттів [3] і вимагає подальшого вивчення. Тому що досвід застосування покриттів показує, що характерним дефектом захисних покриттів на робітниках і соплових лопатках газових

турбін є їх розтріскування і відшаровування від основного металу лопатки. Тому дуже важливо знати, як змінюється величина дотичної напруги, що виникає в площині адгезійного контакту внаслідок вантаження основи. Так відповідно до [4] максимальна дотична напруга τ в площині адгезійного контакту дорівнює:

$$\tau = \frac{P}{E_0 \sqrt{\frac{1}{E_0 H} + \frac{1}{E_p \delta_n}}},$$

де P – навантаження, що прикладається до основи; E_0, E_p – модулі пружності основи і покриття; $2H$ і δ_n – товщина основи і покриття.

Напруга пружнопластичності в розрахунковому перерізі початкової лопатки СА ТВД наведено на рис. 5. Розподіл напруги з урахуванням повзучості – на рис. 6 та еквівалентної напруги – на рис. 7.

Розподіл запасів статичної міцності в розрахунково-

му перерізі початкової лопатки СА ТВД за ресурс 40000 год наведено на рис. 8. Розподіл максимальних температур в розрахунковому перерізі лопатки СА ТВТ з ТЗП на максимальному злітному режимі при $T_{CA}^* = 1510 \text{ K}$, $T_{КВТ}^* = 834 \text{ K}$ наведено на рис. 9.

Напруга пружнопластичності в розрахунковому перерізі лопатки СА ТВТ з ТЗП наведено на рис. 10. Розподіл напруги з урахуванням повзучості – на рис. 11 і еквівалентної напруги – на рис. 12. Розподіл запасів статичної міцності [5] у розрахунковому перерізі лопатки СА ТВД з ТЗП за ресурс 67000 год наведено на рис. 13.

У разі дії в розрахунковій точці стискуючої напруги приймалося, що межа тривалої міцності в 1,3 разу вище чим при розтягуванні. Результати розрахунків напруженого стану і ресурсу робочої лопатки СА ТВТ на максимальному злітному режимі та результати розрахунків напруженого стану і ресурсу робочої лопатки СА ТВТ на максимальному злітному режимі при $T_{CA}^* = 1510 \text{ K}$, $T_{КВТ}^* = 834 \text{ K}$ наведені в таблиці 2.

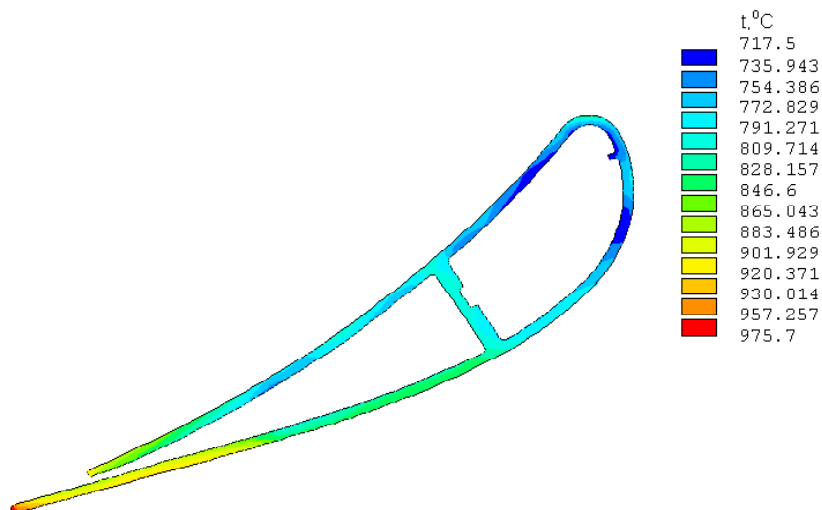


Рис. 4. Температурне поле в середньому перерізі лопатки СА ТВД двигуна Д-436-148 на максимальному злітному режимі

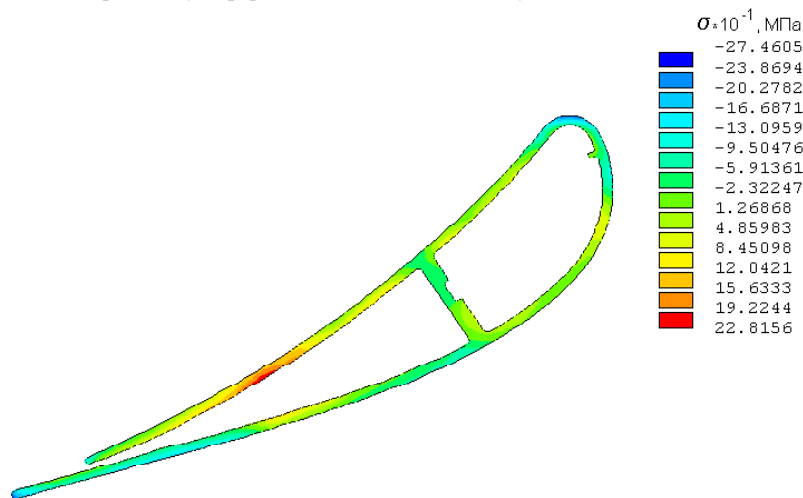


Рис. 5. Розподіл напруги пружнопластичності в середньому перерізі лопатки СА ТВД двигуна Д-436-148 на максимальному злітному режимі

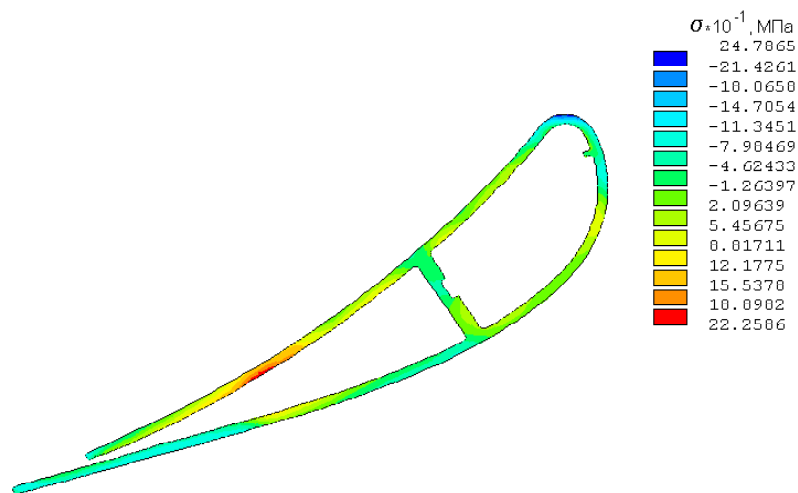


Рис. 6. Розподіл напруги з урахуванням повзучості в середньому перерізі лопатки СА ТВД двигуна Д- 436-148 на максимальному злітному режимі

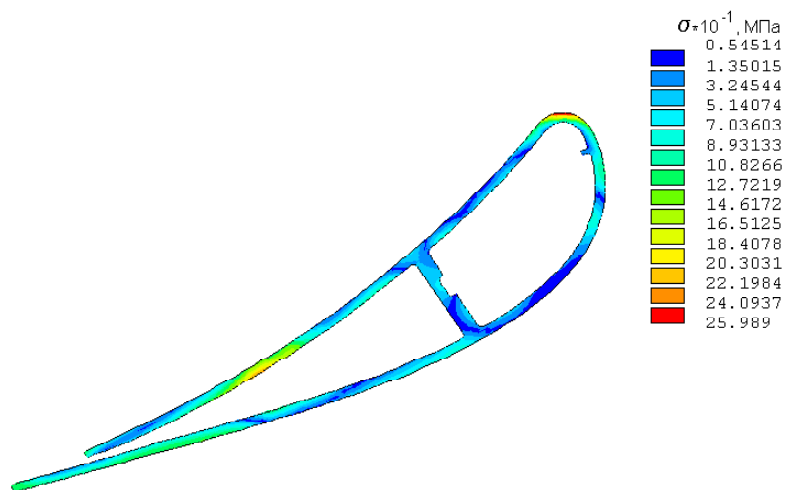


Рис. 7. Розподіл еквівалентної напруги в середньому перерізі лопатки СА ТВД двигуна Д- 436-148 на максимальному злітному режимі

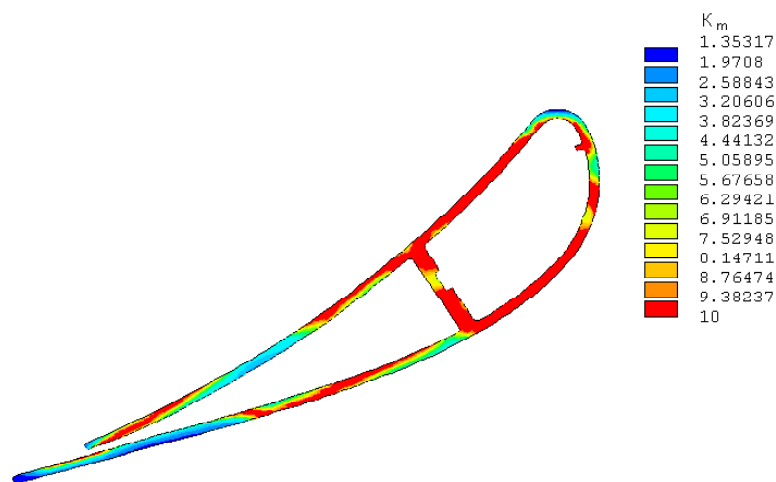


Рис. 8. Розподіл запасів статичної міцності в середньому перерізі лопатки СА ТВД двигуна Д- 436-148 на максимальному злітному режимі

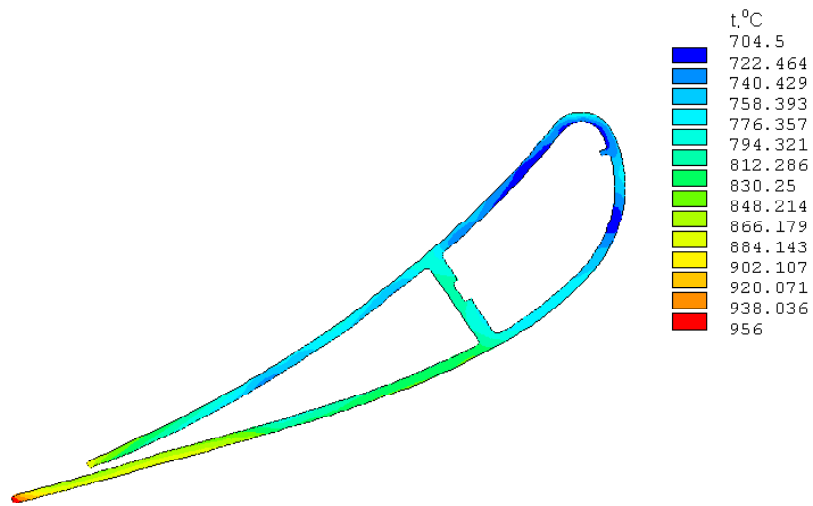


Рис. 9. Температурне поле в середньому перерізі лопатки СА ТВД з ТЗП двигуна Д- 436-148 на максимальному злітному режимі

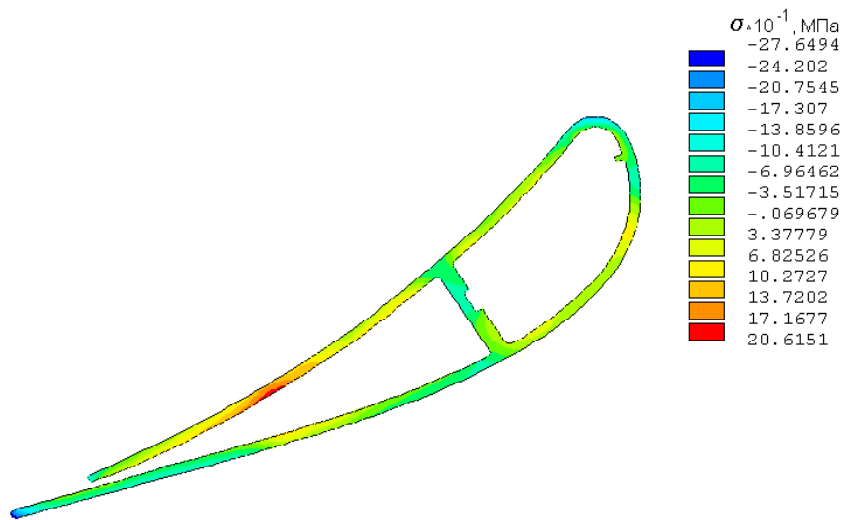


Рис. 10. Розподіл напруги пружнопластичності в середньому перерізі лопатки СА ТВД з ТЗП двигуна Д- 436-14 на максимальному злітному режимі

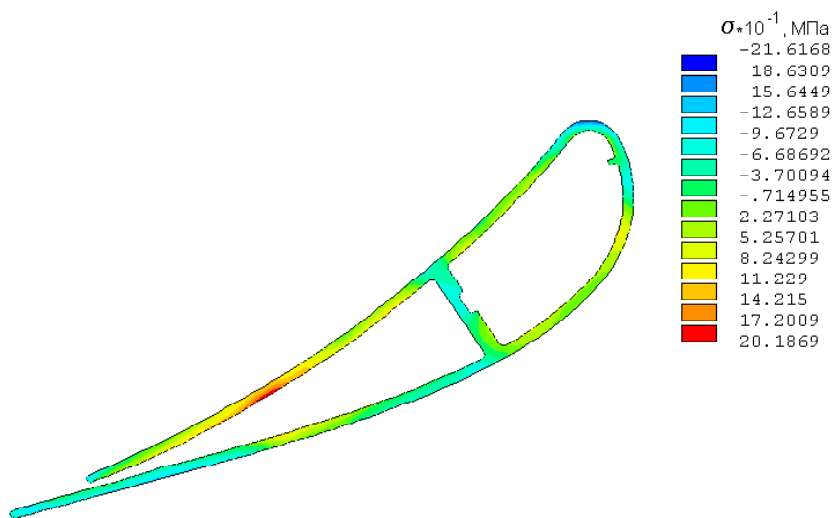


Рис. 11. Розподіл напруги з урахуванням повзучості в середньому перерізі лопатки СА ТВД з ТЗП двигуна Д-436-148 на максимальному злітному режимі

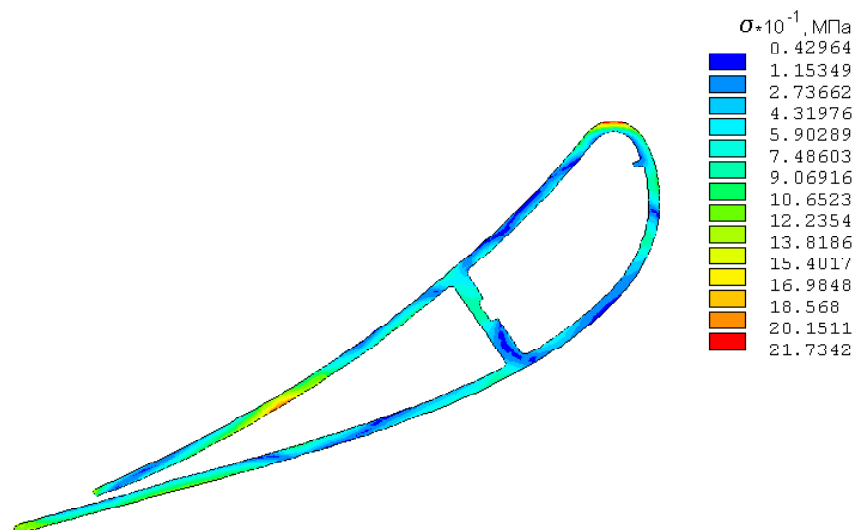


Рис. 12. Розподіл напруги з урахуванням повзучості в середньому перерізі лопатки СА ТВД з ТЗП двигуна Д-436-148 на максимальному злітному режимі

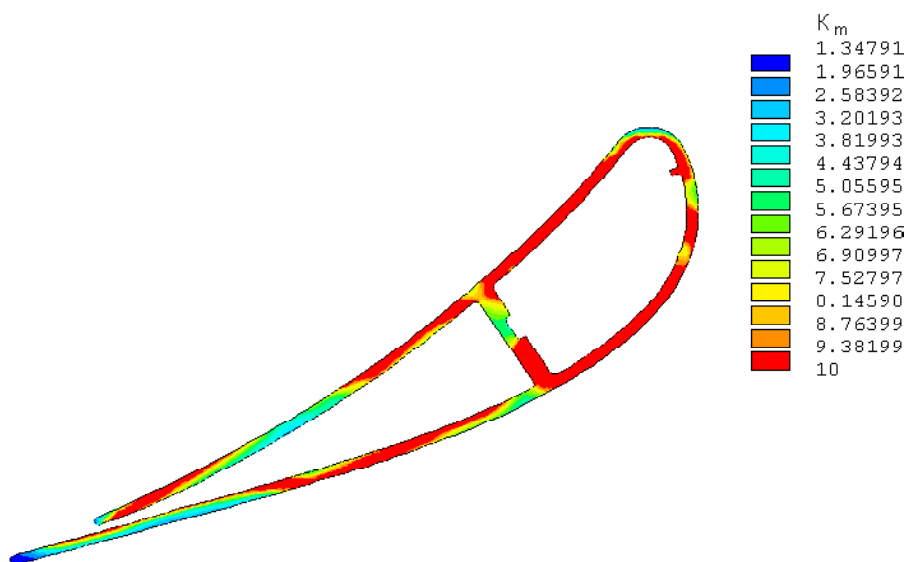


Рис. 13. Розподіл запасів статичної міцності в середньому перерізі лопатки СА ТВД з ТЗП двигуна Д-436-148 на максимальному злітному режимі

Таблиця 2 – Результати розрахунків напруженого стану і ресурсу робочої лопатки СА ТВТ на максимальному злітному режимі

Лопатка	Наявність ТЗП	σ_y , МПа	σ_m , МПа	σ_z , МПа	t , °C	σ_{dl} , МПа	K_m	Ресурс, ч
СА ТВТ	Відсутнє	-247	-73	107	975,7	111	1,35	40000
	В наявності	-276	-83	114	956,0	118	1,35	67000

Аналіз вираження показує, що збільшення товщини покриття приводить до збільшення максимальної дотичної напруги і зрештою може привести до відшарування покриття.

Висновки

1. Метод нанесення ТЗП був обраний технологією плазмового нанесення, тому що за ціною технології він дешевший.

2. По аналізу розрахунку температурного поля видно пониження температури після нанесення ТЗП.

3. Товщина покриття може істотно впливати на температурне поле профілю лопатки (основний матеріал). Проте в реальних умовах роботи двигуна (вібрації, температурні градієнти і інші особливості) товсті покриття мають тенденцію до сколювання, залишаючи незахищеною поверхню. Тому підбір товщини тривало працюючого (впродовж ресурсу) покриття – це питання

дуже актуальний і залежить від особливостей технології нанесення, складу, особливостей експлуатації і багатьох інших, рішення, якого досягається тривалим відробітком і перевіркою спеціальними випробуваннями. Для авіаційних ГТД товщина покриття складає 0,15–0,25 мм.

4. Завдяки нанесенню ТЗП добилися збільшення ресурсу СА з 40000 ч до 67000 ч.

Список літератури

1. Михеев М. А. Основы теплопередачи / М. А. Михеев, И. М. Михеева. – М. : Энергия, 1973. – 320 с.
2. Расчет на прочность лопаток турбин с учетом ползучести / Л. А. Магеррамова. – М. : ЦИАМ, 1989, Инв. №11401. – 55 с.
3. Кравчук Л. В. Термоциклическая долговечность элементов конструкций ГТД с защитными покрытиями /

- Л. В. Кравчук, Р. И. Курият, К. П. Буйских // Вісник двигунобудування. – 2002. – № 1. – С. 52–56.
4. Долгов Н. А. Влияние модуля упругости покрытия на работоспособность системы основа-покрытие // Проблемы прочности. – 2002. – №2 – С. 67–72.
5. Зеленый Ю. А, вед. конструктор, Придорожный Р. П., инж.-конструктор, Борисов В.С., ГП ЗМКБ «Прогресс» им. А.Г. Ивченко, Запорожье, Украина. – Статья. «Оценка эффективности теплозащитного покрытия на лопатке соплового аппарата турбины». – УДК 629.7.036:539.4
6. Каблов Е. Н., Мубояджян С. А. Защитные покрытия лопаток турбин перспективных ГТД. – 2001. – №3(12). – С. 30–32.

Одержано 14.12.2020

Кравчук Ю. С., Татарчук Т. В. Методы повышения надежности работы элементов турбины

Цель работы. Статистический и экспериментальный анализ методов нанесения покрытия на сопловой аппарат турбины для повышения температурного режима.

Методы исследования: расчетный метод конечных элементов, экспериментальный.

Полученные результаты. Проведенные исследования показали, что применение термически защитных покрытий ТЗП толщиной 250 мкм с теплопроводностью 1 Вт / мК на двух ступенях турбины можно реализовать одну из двух возможностей:

- при неизменной рабочей температуре материала лопаток увеличить температуру газа перед турбиной примерно на 100 °С, что приведет к повышению КПД и экономии топлива более чем на 13 %;

- не меняя температуры газа перед турбиной – увеличить долговечность лопаток примерно в 4 раза, вследствие снижения их рабочей температуры. Был проведен анализ двух методов нанесения ТЗП, в работе проведена расчетная оценка температурного состояния соплового аппарата (СА) турбины высокого давления двигателя, снижение его температуры за счет нанесения ТЗП и повышение его ресурса. Проблема была решена с помощью нанесения ТЗП на лопатки соплового аппарата. Был проведен анализ двух методов нанесения ТЗП, проведена расчетная оценка температурного состояния соплового аппарата (СА) турбины высокого давления двигателя, снижение его температуры за счет нанесения ТЗП и повышение его ресурса, можно проанализировать.

Научная новизна. Проблема создания эффективно, экономично и надежно работающих газовых турбин – наиболее сложная среди многочисленных проблем, возникающих на пути развития газотурбостроения. Важными элементами турбин являются рабочие и сопловые лопатки, материал и конструкция которых определяют допустимую температуру газа перед турбиной и тем самым не косвенно влияют на технико-экономические показатели работы ГТД.

Практическая ценность. Полученные результаты имеют важное значение для дальнейшего развития авиадвигателестроения, благодаря нанесению ТЗП добились увеличения ресурса СА с 40000 ч до 67000 ч.

Ключевые слова: сопловой аппарат (СА), термически защитное покрытие (ТЗП), плазменный метод (ПТ), электронно-лучевой метод (ЭЛТ), вибрации, температурный градиент, метод конечных элементов.

Kravchuk Yu., Tatarchuk T. Methods of increasing the reliability of turbine elements

The purpose of the work. Statistical and experimental analysis of coating methods on the turbine nozzle apparatus to increase the temperature regime.

Research methods. Calculation method of finite elements, experimental.

The results obtained. Studies have shown that the use of thermally protective coatings TZP thickness of 250 mm with a thermal conductivity of 1 W / m K on the two steps of the turbine can implement one of two possibilities:

- at constant operating temperature of the blade material to increase the temperature of the gas in front of the turbine by about 100 °С, which will increase efficiency and fuel savings by more than 13 %;

- without changing the temperature of the gas in front of the turbine - to increase the durability of the blades by about 4 times, due to a decrease in their operating temperature. The analysis of two methods of drawing TZP was carried out, in the work the estimation of a temperature condition of the nozzle device (CA) of the turbine of a high pressure of the engine, decrease in its temperature due to drawing TZP and increase of its resource is carried out. The problem was solved by applying TZP on the blades of the nozzle apparatus. The analysis of two methods of drawing TZP was carried out, the estimation of a temperature condition of the nozzle device (CA) of the turbine of high pressure of the engine, decrease in its temperature due to drawing TZP and increase of its resource is carried out.

Scientific novelty. The problem of creating efficient, economical and reliable gas turbines is the most difficult among the many problems that arise in the development of gas turbine construction. Important elements of turbines are working and nozzle blades, the material and design of which determine the allowable gas temperature in front of the turbine and thus directly affect the technical and economic performance of the gas turbine engine.

Practical value. The obtained results are important for the further development of aircraft engine construction, due to the application of TZP achieved an increase in the resource of CA from 40,000 hours to 67,000 hours.

Key words: nozzle apparatus (CA), thermal protective coating (TZP), plasma method (PT), electronic beam method (CRT), vibrations, temperature gradient, finite element method.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 539.3

Д-р техн. наук Гоменюк С. І.¹, д-р техн. наук Гребенюк С. М.¹,
канд. фіз-мат. наук Грищак Д. Д.²

¹Запорізький національний університет, м. Запоріжжя, ²Центральний науково-дослідний Інститут озброєння та військової техніки Збройних Сил України, м. Київ

ЗАСТОСУВАННЯ ГІБРИДНИХ АСИМПТОТИЧНИХ МЕТОДІВ ТА СУЧАСНИХ ПРОГРАМНИХ ЗАСОБІВ ДЛЯ СТВОРЕННЯ МАТЕМАТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ НЕЛІНІЙНОЇ ДИНАМІКИ КОНСТРУКЦІЙ ІЗ ЗМІННИМИ У ЧАСІ ПАРАМЕТРАМИ

Актуальність. Дослідження математичних моделей нелінійної динаміки конструкцій зі змінними у часі параметрами є актуальними з огляду на те, що такі моделі описують конструкції, які використовуються у різних галузях, зокрема у аерокосмічній сфері.

Мета. Отримання наближеного аналітичного розв'язку нелінійних вимушених коливань моделі конструкції з параметрами, залежними від часу.

Метод. Для отримання розв'язків застосовано гібридний підхід на базі методів збурення, фазних інтегралів, критерію ортогоналізації за Гальоркіним.

Результати. Спираючись на сучасні досягнення аналітичних, зокрема, асимптотичних і чисельних методів дослідження на базі існуючих програмних комплексів проведено нелокальне дослідження про особливості поведінки нелінійних систем. Не зважаючи на існування досить потужних чисельних програмних систем, для якісного аналізу нелінійних систем із змінними параметрами необхідні удосконалені математичні моделі на базі ефективних аналітичних, у тому числі наближених, розв'язків, які із застосуванням чисельних методів дають змогу надати достовірний аналіз досліджуваних конструкцій на етапі проектування. В результаті розв'язання нелінійної динамічної задачі отримано наближений розв'язок у аналітичному вигляді зі сталими коефіцієнтами, які залежать від початкових умов.

Висновки. З використанням отриманих співвідношень проведено порівняння результатів наближеного аналітичного і прямого чисельного розв'язків основного рівняння, які показали достатню кореляцію здобутого аналітичного розв'язку. Запропонований алгоритм та програма візуалізації нелінійного динамічного процесу може бути запроваджено у суміжних задачах нелінійної динаміки систем з параметрами, залежними від часу.

Ключові слова: математична модель, нелінійна динаміка, аерокосмічна система, гібридний асимптотичний метод, нелінійна система із змінними параметрами.

Вступ

Проблема нелінійних коливань конструкцій із змінними у часі параметрами є актуальною у інженерній практиці, включаючи аерокосмічні конструкції, космічні тросові системи, гнучкі маніпулятори, мости високошвидкісних трас із рухомими об'єктами та інші системи. До публікацій у цьому напрямку досліджень необхідно віднести результати аналізу [1–7], зокрема

впливу наявності нелінійних складових у рівнянні коливань гнучкого тіла із концентрованою масою, залежною від часу, що є важливою проблемою з точки зору моделювання динамічних ефектів літальних апаратів.

Спеціальна увага приділяється математичній моделі та методу дослідження задачі нелінійної динаміки обертового маятника з довжиною і масою, залежними від часу, при заданому характері зовнішнього навантажен-

ня на основі гібридного асимптотичного підходу з порівнянням здобутого аналітичного розв'язку з прямим чисельним інтегруванням основного рівняння задачі. Ця математична модель може розглядатися в якості фундаментальної у ряді досліджень нелінійної динаміки конструкцій із змінними параметрами.

Задача нелінійної динаміки обертаючого математичного маятника розглядається в якості системи, яка складається з коливального шару, маса якого є функцією часу, що «вкладена» у внутрішню поверхню твердого тонкостінного двомірного тору радіусу $L(t)$: шар може без тертя скочити у внутрішній поверхні тору, а сам тор може обертатися з кутовою швидкістю Ω , в загальному випадку залежною від часу. Суттєвим є з'ясування впливу характеру зміни параметрів маятника у часі та введення нового степеня свободи, а саме обертання тороїдальної оболонки із заданою швидкістю, на динамічну поведінку системи.

Для здобуття аналітичного розв'язку нелінійних задач механіки, враховується, як правило, лише кубічна складова шуканої функції [1, 2]. Ефекти складових вищого порядку у більшості випадків ігноруються за виключенням, коли вони є предметом спеціального дослідження. Необхідно зазначити, що проблема візуального зображення нелінійного динамічного процесу має самостійне значення з точки зору запровадження сучасних комп'ютерних технологій. У даному дослідженні аналіз математичних моделей нелінійної динаміки конструкцій із параметрами, залежними від часу, пропонується будувати на впровадженні гібридного асимптотичного підходу на базі асимптотичних методів збурення, методу фазних інтегралів у комбінації із принципом ортогоналізації за Гальоркіним [9–13], застосуванні комп'ютерної алгебри і чисельного алгоритму візуалізації нелінійного динамічного процесу [1, 14].

Формулювання проблеми. Наближений аналітичний розв'язок

В якості прикладу розглядається нелінійне диференціальне рівняння із змінними коефіцієнтами, яке описує нелінійний динамічний процес у формі:

$$\ddot{q}(\tau) + \omega_0^2(\tau)q(\tau) = \mu[\bar{f}(u, \xi_0)q^3(\tau) + \bar{\gamma}(u, \xi_0)q^5(\tau)] + \bar{Q}_0(\xi) \sin \tilde{\Omega}\tau = \mu N[q(\tau)] + Q(\xi, \tau). \quad (1)$$

Для одержання наближеного аналітичного розв'язку рівняння (1) застосовується гібридний асимптотичний підхід [2, 3], який базується на традиційному методі збурення за параметром нелінійності досліджуваної системи

$$q(\tau) = q_0(\tau) + \mu q_1(\tau). \quad (2)$$

і на другому кроці експлуатується апроксимація за методом фазних інтегралів (метод ВКБ) для отримання наближеного асимптотичного розв'язку системи сингулярних неоднорідних рівнянь із змінними коефіцієнтами за параметром при старшій похідній [8]:

$$\mu^0 : \varepsilon^2 \ddot{q}_0(\tau) + \bar{\omega}_0^2(\tau)q_0(\tau) = \bar{Q}(\xi, \tau), \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \mu^1 : \varepsilon^2 \ddot{q}_1(\tau) + \bar{\omega}_0^2(\tau)q_1(\tau) &= \bar{Q}(\xi, \tau) = \\ &= \mu[\bar{f}(u, \xi_0)q_0^3(\tau) + \bar{\gamma}(u, \xi_0)q_0^5(\tau)] = \\ &= \mu N[q_0(\tau)], \end{aligned} \quad (4)$$

де

$$\varepsilon^2 = \frac{1}{\pi^2}, \quad \bar{Q}(\xi, \tau) = \frac{1}{\varepsilon^2} Q(\xi, \tau). \quad (5)$$

Аналітичний розв'язок рівняння (1) отримується при початкових умовах

$$\left. \begin{aligned} q_0(0) &= 1, \\ \dot{q}_0(0) &= 0. \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

Система звичайних сингулярних диференціальних рівнянь із змінними коефіцієнтами $\bar{\omega}_0^2(\tau)$ розв'язується двочленною ВКБ апроксимацією. Остаточний наближений аналітичний розв'язок нелінійної проблеми вимушених коливань дається у вигляді:

$$\begin{aligned} q(\tau) &= \frac{1}{[\bar{\omega}_0^2(\tau)]^{0.25}} \times \\ &\times \left\{ \sin K(\tau) \left[c_1 + \frac{1}{\varepsilon} \int \frac{\bar{Q}(\xi, \tau) \cos K(\tau)}{\dot{K}(\tau)} + \right. \right. \\ &+ \mu \int \frac{N(q_0(\tau) \cos K(\tau))}{\dot{K}(\tau)} d\tau + \cos K(\tau) \times \\ &\times \left. \left[c_2 - \frac{1}{\varepsilon} \int \frac{Q(\xi, \tau) \sin K(\tau)}{\dot{K}(\tau)} - \right. \right. \\ &\left. \left. - \mu \int \frac{N(q_0(\tau) \sin K(\tau))}{\dot{K}(\tau)} d\tau + \cos K(\tau) \right] \right\}, \end{aligned} \quad (7)$$

де

$$K(\tau) = \int \varepsilon^{-1} \omega_0(\tau) d\tau. \quad (8)$$

Вказаний алгоритм застосовано, наприклад, для аналізу математичної моделі нелінійної динаміки обертового математичного маятника з довжиною і масою, залежними від часу при заданому характері зовнішнього навантаження.

В неінерціальній системі координат основне диференціальне рівняння задачі має вигляд [7]:

$$\begin{aligned} \frac{d^2 v}{dt^2} + D'(t) \frac{dv}{dt} &= \\ &= \mu \left[\beta_0^2 \varphi(t) \sin 2v - \frac{\sin v}{1 + \psi(t)} \right] + \tilde{F}(t), \end{aligned} \quad (9)$$

де $\mu = \frac{g}{L_0} = \omega_0^2$ – параметр власної частоти коливань лінеаризованої системи;

$D(t) = \frac{\varphi'(t)}{[1 + \varphi(t)]} + \frac{\psi(t)}{[1 + \psi(t)]}$ – функція зміни маси та довжини маятника за часом;

$\phi(t) = [1 + \eta(t)]^2$ – функція зміни швидкості обертання маятника від часу;

$\beta_0^2 = \frac{\Omega_0^2}{2\omega_0^2}$ – відносний параметр частот коливань;

$\tilde{F}(t)$ – функція зовнішнього навантаження.

Розв'язок рівняння (3) має вигляд:

$$\begin{aligned} v_0(t) = & \int \{ \exp[-\int P(t)dt] \} \times \\ & \times \left\{ c_1 + \int \frac{\tilde{F}(t)}{\exp[-\int P(t)dt]} dt \right\} + \\ & + \left\{ c_2 - \int \frac{\tilde{F}(t) \int \{ \exp[-\int P(t)dt] \} dt}{\exp[-\int P(t)dt]} dt \right\}. \end{aligned} \quad (10)$$

Довільні константи визначаються із початкових умов (3) і мають форму:

$$\begin{aligned} c_1 = & \int \frac{\tilde{F}(t)}{\exp[-\int P(t)dt]} dt, \\ c_2 = & \int \frac{\tilde{F}(t) \int \{ \exp[-\int P(t)dt] \} dt}{\exp[-\int P(t)dt]} dt. \end{aligned} \quad (11)$$

Якщо нелінійну складову у правій частині рівняння (1) не розкласти у ряд Маклорена, то загальний розв'язок нелінійної задачі можна представити у формі:

$$\begin{aligned} v(t) = & \int \{ \exp[-\int P(t)dt] \} \times \\ & \times \left\{ s_1 + \int \frac{\tilde{F}(t)dt}{\exp[-\int P(t)dt]} + \right. \\ & + \left. \mu \int \frac{\beta_0^2 \phi(t) \sin[2v_0(t)] - \frac{\sin[v_0(t)]}{1 + \psi(t)}}{\exp[-\int P(t)dt]} dt \right\} + \\ & + \left\{ s_2 + \int \frac{\tilde{F}(t)dt \int \exp[-\int P(t)dt] dt}{\exp[-\int P(t)dt]} - \right. \\ & - \left. \mu \int \frac{\int \exp[-\int P(t)dt] dt}{\exp[-\int P(t)dt]} \times \right. \\ & \times \left. \left[\beta_0^2 \phi(t) \sin[2v_0(t)] - \frac{\sin[v_0(t)]}{1 + \psi(t)} \right] dt \right\}. \end{aligned} \quad (12)$$

Прийнявши параметри досліджуваної системи за значеннями:

$$\phi(t) = (1 + t)^{-2}, \quad L(t) = (1 + t)^2,$$

$$\exp[-\int [P(t)dt]] = \frac{1}{(1 + t)^2} \quad (13)$$

розв'язок нелінійної задачі буде мати вираз:

$$\begin{aligned} v(t, \omega_1, \beta_0^2) = & \left(-\frac{1}{1 + t} \right) \left\{ s_1 - \frac{\cos[\omega_1 t]}{\omega_1} + \right. \\ & + \mu \int [\beta_0^2 \phi(t) \sin[2v_0(t)] - \sin[v_0(t)]] dt \left. \right\} + \\ & + \left\{ s_2 - \sin[\omega_1] Ci[\omega_1(1 + t)] + \right. \\ & + \cos[\omega_1] Si[\omega_1(1 + t)] - \\ & - \mu \int \left[\sin[v_0(t)] dt + \frac{\beta_0^2}{1 + t} \sin[v_0(t)] \right] dt \left. \right\}. \end{aligned} \quad (14)$$

Якщо ввести позначення у (14)

$$B(t) = \beta_0^2 \phi(t) \sin[2v_0(t)] - \frac{\sin[v_0(t)]}{1 + \psi(t)}, \quad (15)$$

$$f(t) = \exp[-\int P(t)dt] \quad (16)$$

розв'язок задачі отримується у формі

$$\begin{aligned} v(t) = & \int f(t)dt \times \\ & \times \left\{ s_1 + \int \frac{\tilde{F}(t)}{f(t)} dt + \mu \int \frac{B(t)}{f(t)} dt \right\} + \\ & + \left\{ s_2 + \int \frac{\tilde{F}(t) \int f(t)dt}{f(t)} dt - \right. \\ & - \left. \mu \int \frac{b(t)dt \int f(t)dt}{f(t)} dt \right\}, \end{aligned} \quad (17)$$

яка є більш оглядною та конструктивно зрозумілою. Довільні сталі s_1 і s_2 обчислюються із початкових умов. Деякі результати чисельного аналізу надані на рис. 1.

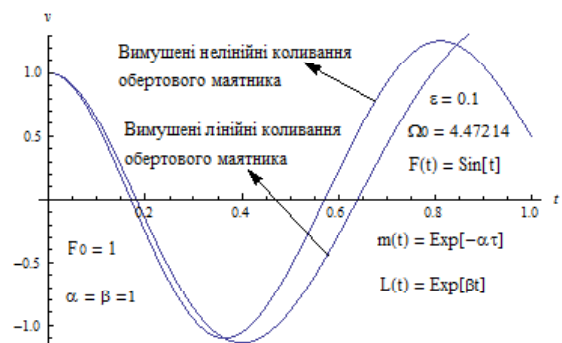


Рис. 1. Порівняння аналітичного та чисельного розв'язків для випадку вимушених коливань обертового маятника із змінними довжиною і масою за експоненціальним законом

Вказаний розв'язок може бути застосовано у досить широкому діапазоні задач нелінійної динаміки конструкцій із змінними у часі параметрами. Візуалізація нелінійного динамічного процесу конструкції із параметрами, залежними від часу, може бути реалізована на базі застосуванням об'єктно-орієнтованої мови програмування C++. В програмі реалізовано клас, який інкапсулює модель конструкції. Властивостями класу є параметри, які описують фізичні характеристики досліджуваної системи. Методами класу є функції, що реалізують розв'язання рівняння (1) із застосуванням вказаного алгоритму. Дана програма дозволяє надати візуалізацію досліджуваного процесу у графічній формі з схематичним зображенням конструкції. Отримані чисельні результати візуалізуються із застосуванням відкритої графічної бібліотеки OpenGL [12].

Резюме

У даному дослідженні надано наближений аналітичний розв'язок нелінійних вимушених коливань моделі конструкції з параметрами, залежними від часу. Застосовано гібридний підхід на базі методів збурення, фазних інтегралів, критерію ортогоналізації за Гальоркінім із застосуванням комп'ютерної алгебри та програмного забезпечення щодо візуалізації досліджуваних динамічних процесів. Співставлення результатів наближеного аналітичного і прямого чисельного розв'язків основного рівняння проблеми показують достатню кореляцію здобутого аналітичного розв'язку. Запропоновані алгоритм та програма візуалізації нелінійного динамічного процесу може бути запроваджено у суміжних проблемах нелінійної динаміки систем з параметрами, залежними від часу.

Список літератури

1. Gomenjuk S. I. To Mathematical modeling for nonlinear dynamics of spacecraft structures near-by the disturbed surface using hybrid asymptotic methods. Intern / Gomenjuk S. I., Gristchak D. D. // Journal of Mechanical Engineering and Information Technology. – 2017. – Vol. 05, Issue 05. – P. 1612–1615.
2. Modeling and Simulation of Flight Dynamics of Variable Mass System / [Quadrelli Marco B., Cameron Jonathan, Balaram Bob, Baranwal Mayank and etc.] // SPACE, Conference & Exposition, San-Diego, Ca, 4–7 August 2014.
3. Nonlinear Vibration Analysis of the Beam Carrying a Moving Mass Using Modified Homotopy / [Pooorjamshidian M., Sheikhi J., Mahjioub-Moghadas S., Nakhaie M.] //

- Journal of Solid Mechanics. – 2014. – Vol. 6, 4. – P. 389–396.
4. Sadiku S. On the Dynamics of Elastic Systems with Moving concentration Masses / Sadiku S., Leipholz H. // Arch. Appl. Mech. – 1987. – 57. – P. 223–242.
 5. Шваб'юк В. І. Дослідження вільних коливань стрижневих елементів зі змінними параметрами методом прямого інтегрування / Шваб'юк В. І., Крутий Ю. С., Сур'янінов М. Г. // Пробл. міцності. 2016. – № 3 (441). – С. 58–68.
 6. Конохов А. С. Влияние выбора имитационной модели ракеты-носителя «Циклон-4» на расчетные значения динамических характеристик / Конохов А. С., Цыбенко А. С., Кришук Н. Г. // Пробл. прочности. – 2015. – № 3. – С. 99–105.
 7. Николис Дж. Динамика иерархических систем. Эволюционное представление / Николис Дж. – М.: Мир, 1989. – 486 с.
 8. Гришак Д. Д. Математичні моделі нелінійної динаміки аерокосмічних систем на базі гібридних асимптотичних методів / Гришак Д. Д. // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2017. – № 1. – С. 110–119.
 9. Azarskov V. F. An approximate analytical solution of dynamic problem of mathematical pendulum of variable mass and length / Azarskov V. F., Gristchak D. D. // Proc. X the Sixth World Congress "Safety in Aviation and Space Technologies", Kiev, Ukraine, September 23–25, 2013.
 10. Гришак Д. Д. Управління вимушеними коливаннями обертового математичного маятника з довжиною і масою, залежними від часу / Гришак Д. Д. // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2016. – № 2. – С. 69–81.
 11. Geer J. F. Natural Frequency Calculations Using a Hybrid Perturbation Galerkin Technique / Geer J. F., Andersen C. V. // Pan American Congress on Appl. Mech. – 1991. – P. 571–574.
 12. Гришак В. З. Гибридные асимптотические подходы к решению актуальных задач механики конструкций с переменными параметрами на базе современной компьютерной алгебры / Гришак В. З., Пожуев В. И., Гришак Д. В. // Вісник Дніпровського національного університету. Серія «Механіка». – Вип. 15, Т. 2. – С. 61–71.
 13. Gristchak V. Z. A Hybrid WKB-Galerkin Method Applied to a Piezoelectric Sandwich Plate Vibration Problem Considering Shear Force Effects / Gristchak V. Z., Ganilova O. A. // Journal of Sound and Vibration. – 2008, 317, 1–2. – P. 366–377.
 14. OpenGL – The Industry Standard for High Performance Graphics. URL: <https://www.opengl.org>.

Одержано 11.12.2020

Гоменюк С. И., Гребенюк С. Н., Гришак Д. Д. Применение гибридных асимптотических методов и современных программных средств для создания математических моделей нелинейной динамики конструкций с переменными во времени параметрами

Актуальность. Исследования математических моделей нелинейной динамики конструкций с переменными во времени параметрами является актуальными исходя из того, что такие модели описывают конструкции, которые используются в разных отраслях, в частности в аэрокосмической сфере.

Цель. Получение приближенного аналитического решения нелинейных вынужденных колебаний модели конструкции с параметрами, зависящими от времени.

Метод. Для получения решений применен гибридный подход на базе методов возбуждения, фазовых интегралов, критерия ортогонализации по Галеркину.

Результаты. Опираясь на современные достижения аналитических, в частности, асимптотических и численных методов исследования на базе существующих программных комплексов проведено нелокальное исследование об особенностях поведения нелинейных систем. Несмотря на существование достаточно мощных программных систем, для анализа нелинейных систем с переменными параметрами необходимы усовершенствованные математические модели на базе эффективных аналитических, в том числе приближенных, решений, которые с применением численных методов позволяют предоставить достоверный анализ исследуемых конструкций на этапе проектирования. В результате решения нелинейной динамической задачи получено приближенное решение в аналитическом виде с постоянными коэффициентами, зависящими от начальных условий.

Выводы. С использованием полученных соотношений проведено сравнение результатов приближенного аналитического и прямого численного решений основного уравнения, которые показали достаточную корреляцию полученного аналитического решения. Предложенные алгоритм и программа визуализации нелинейного динамического процесса могут быть внедрены в смежных задачах нелинейной динамики систем с параметрами, зависящими от времени.

Ключевые слова: математическая модель, нелинейная динамика, аэрокосмическая система, гибридный асимптотический метод, нелинейная система с переменными параметрами.

Homeniuk S., Grebenyuk S., Gristchak D. Application of hybrid asymptotic methods and modern software for mathematical models developing for nonlinear dynamics of structures with variables in time parameters

The relevance. The aerospace domain requires studies of mathematical models of nonlinear dynamic structures with time-varying parameters.

The aim of the work. To obtain an approximate analytical solution of nonlinear forced oscillations of the designed models with time-dependent parameters.

The research methods. A hybrid approach based on perturbation methods, phase integrals, Galorkin orthogonalization criterion is used to obtain solutions.

Results. Nonlocal investigation of nonlinear systems behavior is done using results of analytical and numerical methods and developed software. Despite the existence of sufficiently powerful numerical software systems, qualitative analysis of nonlinear systems with variable parameters requires improved mathematical models based on effective analytical, including approximate, solutions, which using numerical methods allow to provide a reliable analysis of the studied structures at the stage designing. An approximate solution in analytical form is obtained with constant coefficients that depend on the initial conditions.

Conclusions. The approximate analytical results and direct numerical solutions of the basic equation were compared which showed a sufficient correlation of the obtained analytical solution. The proposed algorithm and program for visualization of a nonlinear dynamic process could be implemented in nonlinear dynamics problems of systems with time-dependent parameters.

Key words: mathematical model, nonlinear dynamics, aerospace system, hybrid asymptotic method, nonlinear system with variable parameters.

ФОРМУВАННЯ ПОРТФЕЛЯ ПРОЄКТІВ ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯ НА МЕТАЛУРГІЙНОМУ ПІДПРИЄМСТВІ

Мета роботи. Побудова моделі відбору проєктів до портфелю у відповідності з енергетичною стратегією металургійного підприємства. Гострота вирішення цих питань для металургійної галузі України викликана необхідністю поліпшення економічної стабільності підприємств, підвищення конкурентоспроможності продукції та зменшення залежності від постачальників енергоресурсів.

Методи дослідження. Використано методи програмного і портфельного управління, системний підхід, моделі і методи стратегічного менеджменту в галузі управління проєктами та математичний апарат теорії множин при формалізації моделі формування портфеля проєктів енергозбереження на металургійному підприємстві.

Отримані результати. Виконано аналіз загальної проблеми управління портфелями проєктів енергозбереження на металургійних підприємствах. Детально розглянуто основні етапи формування та реалізації портфеля проєктів енергозбереження металургійного підприємства. Розроблено формалізовану математичну модель відбору проєктів енергозбереження на металургійному підприємстві до портфелю. За допомогою запропонованого підходу і моделей був сформований портфель проєктів металургійного підприємства ПрАТ «Дніпроспецсталь», куди увійшли перспективні до реалізації проєкти у відповідність до енергетичної стратегії.

Наукова новизна. Розроблено модель формування портфеля проєктів у відповідності зі стратегією енергоефективності металургійного підприємства, яка комплексно враховує поточний стан підприємства і його майбутні стратегічні напрямки роботи, ресурсне та фінансове забезпечення енергозберігаючих проєктів і ризику виникнення несприятливих подій.

Практичне значення. Використання даної моделі дозволяє послідовно проводити аналіз проєктів портфеля з метою виявлення можливості їх реалізації на металургійному підприємстві, узгоджувати плани реалізації проєктів і плани підприємства на різних рівнях планування, відбирати найбільш перспективні проєкти до реалізації у відповідності з визначеною енергетичною стратегією.

Ключові слова: фазоутворення, двухстадійне охолодження, твердість зразків, проміжне перетворення, поріг холоднокрихкості.

Вступ

Металургійні підприємства є великими споживачами електричної і теплової енергії, тому вирішення задач енергозбереження неможливо без розроблення комплексної програми та портфеля проєктів за основними напрямками енергозбереження з обов'язковою координацією їх з програмою розвитку основного виробництва [1]. Гострота вирішення цих питань викликана необхідністю поліпшення економічної стабільності підприємств, підвищення конкурентоспроможності продукції та зменшення залежності від постачальників енергоресурсів. Загальна мета підвищення енергоефективності на металургійному підприємстві реалізується на основі управління портфелем енергозберігаючих проєктів, які спрямовані на виконання таких завдань: оптимізація енергетичного балансу; мінімізація споживання природного газу; оптимізація енергоефектив-

ності та ін. Таким чином, управління проєктами та програмами стає основою енергозбереження та розвитку металургійних підприємств. Однак, особливості, пов'язані з необхідністю враховувати безліч взаємопов'язаних потоків енергоресурсів, вимог, цілей і стратегій поведінки окремих підрозділів металургійних підприємств, а також динаміку виробничих процесів, призводять до необхідності розроблення нових методів формування та управління портфелями проєктів енергозбереження.

Матеріали та методика досліджень

Специфіка управління проєктами металургійних підприємств та можливості використання відомих механізмів управління дозволяють зробити висновок, що актуальним є вирішення наступних завдань управління портфелями проєктів енергозбереження: оцінка ефективності проєктів з точки зору досягнення цілей енергетичної стратегії; формування ефективного портфеля

проектів енергозбереження; планування процесу реалізації портфельних проектів, у тому числі, з урахуванням можливостей оптимізації фінансових потоків; розподіл ресурсів підприємства між проектами портфеля; управління портфелем проектів з участю ризиків у змінних зовнішніх умовах та цілях підприємства. У статті розглядається модель формування портфеля проектів енергозбереження на металургійному підприємстві у відповідності до енергетичної стратегії.

Було виконано аналіз загальної проблеми управління портфелями проектів енергозбереження на металургійних підприємствах, розглянуто основні підходи та стандарти до управління портфелями проектів та виконаний огляд сучасних рішень щодо енергоменеджменту для визначення найбільш перспективних напрямів досліджень.

В роботі [2] розглянуті різні стратегії економії енергоресурсів у промисловості, такі як енергозбереження за допомогою управління, технологій та енергетичної політики з боку держави та підприємства. Базуючись на огляді вирішення цих питань у різних країнах підкреслюється, що роль енергоменеджменту життєво важлива і значно розширилась у галузях промисловості.

В роботі [3] авторами проведено порівняння характеристик реалізованих проектів енергозбереження із запланованими для пошуку закономірностей щодо того, які зміни вносять компанії в свої інвестиційні плани в галузі енергоефективності. Авторами зроблено висновок, що відсутня кореляція між швидкістю реалізації і терміном окупності. Це говорить про те, що термін окупності не був належним чином оцінений або що інші економічні мотиви є більш вирішальними для прийняття рішень при інвестуванні у проекти енергозбереження.

Автори в роботі [4] акцентують увагу на тому, що при оцінці ризиків енергозберігаючих проектів необхідно враховувати напрямки енергозберігаючих заходів. Вони вважають, що для поліпшення оцінки ризиків енергозберігаючих проектів необхідно: визначити основні напрямки діяльності по енергозберігаючим проектам; застосовувати основні етапи алгоритму управління ризиками, що визначає кінцеву ефективність енергозберігаючих проектів; враховувати взаємодію споживачів, енергокомпаній і держави в процесі виявлення та оцінки ризиків; визначити на законодавчому рівні методологію оцінки ризиків енергозберігаючих проектів.

Міжнародні стандарти та різні підходи до управління проектами, програмами і портфелями проектів розглянуто у роботі [5]. Проведений авторами аналіз показав, що більшість підходів до портфельного менеджменту визначають, що остаточний вибір найбільш ефективного портфеля проектів виконується за показниками цінності та корегування дій на більш ефективне досягнення стратегічних цілей в кожен конкретний момент фінансової активності портфеля.

При цьому одним з найбільш важливих і складних етапів управління потоками ресурсів портфеля проектів є їх оптимізація [6]. Оптимізація ресурсів підприємства

в процесі управління проектами полягає у виборі показників, що відображають ефективність, системи вимірників споживаних ресурсів і способів оптимізації (варіантів рішень при управлінні ресурсними потоками).

Завдання обліку і розподілу ресурсів зводяться до побудови таких графіків споживання ресурсів для всіх робіт передінвестиційної та інвестиційної стадій проекту, які задовольняють прийнятим критеріям досягнення поставлених цілей і які є найкращими. Залежно від прийнятого критерію оптимальності цілей, можна виділити [7]:

- завдання мінімізації відхилення від заданих термінів (або мінімізації самих термінів) виконання самого комплексу робіт або групи комплексів при обмежених ресурсах;

- завдання мінімізації потреби в ресурсах при заданих термінах виконання робіт;

- завдання зі змішаними критеріями.

В роботі [8] запропонований алгоритм формування інвестиційного портфеля енергозберігаючих заходів на основі енергетичного менеджменту, який дозволяє ідентифікувати можливі заходи по мірі їх релевантності та формувати інвестиційний портфель в межах доступного фонду капіталовкладень.

Класифікацію факторів прийняття рішень з інвестиційної привабливості енергозберігаючих проектів та заходів наведено у роботі [9]. Розглядаються групи економічних, технічних та організаційних показників для оцінювання інвестиційного процесу для проектів енергозбереження. Значна кількість нових показників введених автором визначається експертним шляхом.

Таким чином, аналіз існуючих досліджень показав, що існує необхідність розробки методів формування портфеля проектів з урахуванням стратегічних цілей металургійного підприємства щодо енергозбереження та енергоефективності, що дозволяли б здійснювати багатокритеріальний вибір проектів, враховуючи при цьому різноманітність завдань, що вирішуються на металургійних підприємствах, планування реалізації проектів в різному часовому аспекті, взаємозв'язків та координаційних узгоджень, що існують між проектами, а також механізми фінансування.

Розглянемо етапи формування та реалізації портфеля проектів енергозбереження металургійного підприємства. Перший етап при формуванні портфеля проектів енергозбереження на металургійному підприємстві – визначення цілей і пріоритетів енергетичної стратегії (рис. 1). На цьому етапі акцент робиться в бік стратегічного планування, обґрунтування пріоритетів енергетичної політики і найбільш важливих напрямків економічного розвитку підприємства. Енергетична стратегія металургійного підприємства будується на основі концептуального підходу до комплексного управління енергоспоживанням металургійного підприємства, на аналізі факторів та резервів енергоефективності, урахуванні вимог учасників ринку палива і енергії, інтересів виробників і постачальників енергоресурсів, вимог учасників ринків металургійної

продукції, промислової політики підприємства, що направлена на забезпечення довготривалого і стійкого розвитку його економічного стану, державної підтримки металургійної галузі України. Енергетична стратегія безумовно пов'язана з ефективним використанням енергоресурсів металургійного виробництва, формуванням оптимальної структури системи управління енергоспоживанням, що повинна використовувати єдину систему цілей, завдань, принципів і показників ефективності. Слід враховувати, що великий вплив на розвиток металургії надає динаміка цін на первинне паливо – енергетичне і технологічне. Тому при оцінці ефективності варіантів формування і реалізації програми по економії палива і енергії для металургійного підприємства слід враховувати рівень цін і тарифів на паливо та енергію, попит і пропозицію на продукцію і паливно-енергетичні ресурси, доступ до ринку ресурсів і нових технологій тощо.

Найбільші проблеми при управлінні енергоспоживанням і формуванні енергетичної політики металургійного підприємства виникають при визначенні пріоритетів і цілей для підвищення енергоефективності та енергозбереження. Пріоритети є базовим поняттям і структурним елементом енергетичної політики і представляють собою найкращі на кожному етапі її реалізації напрямки і форми діяльності органів управління, що регулюють паливно-енергетичний баланс металургійного виробництва. Іншими словами, пріоритети характеризують в агрегованому вигляді основні напрямки та відмінні характеристики енергетичної стратегії металургійного підприємства на довгостроковий період. Прикладами пріоритетів енергетичної стратегії металургійного підприємства можуть бути наступні: стійке

забезпечення енергоресурсами; підвищення ефективності використання енергоресурсів та створення необхідних умов для енергозбереження; зменшення негативного впливу на навколишнє середовище при зниженні енергоспоживання металургійного підприємства; підвищення рівня енергетичної незалежності металургійного підприємства тощо. В першу чергу, управління енергоспоживанням направлено на раціональне використання енергетичних ресурсів металургійними підприємствами. Під ефективним енергоспоживанням розуміється його результативність з позиції досягнення показників енергоефективності, а також реалізація комплексу заходів або дій, що вживаються для забезпечення більш ефективного використання паливно-енергетичних ресурсів.

На рис. 1 для кожного з пріоритетів представлені його метрики та індикатори з зазначенням напрямку зміни (збільшення/зменшення) при якому даний пріоритет енергетичної політики набуває важливості. Наприклад, для пріоритету, який пов'язаний зі стійким забезпеченням енергоресурсами метриками є наступні: дефіцит формування прибуткової частини паливно-енергетичного балансу; ступінь залежності енергоспоживання від надійності зовнішніх постачальників енергоресурсів; інтенсивність енергозбереження; рівень раціональності структури паливно-енергетичного балансу підприємства; рівень енергетичного менеджменту на підприємстві. Індикаторами (тобто коли спостерігається відповідний тренд), які підвищують важливість цього пріоритету при формуванні енергетичної стратегії є такі: збільшення темпів зростання поставки енергоресурсів; збільшення темпів зростання споживання енергоресурсів; збільшення темпів зростання запасів

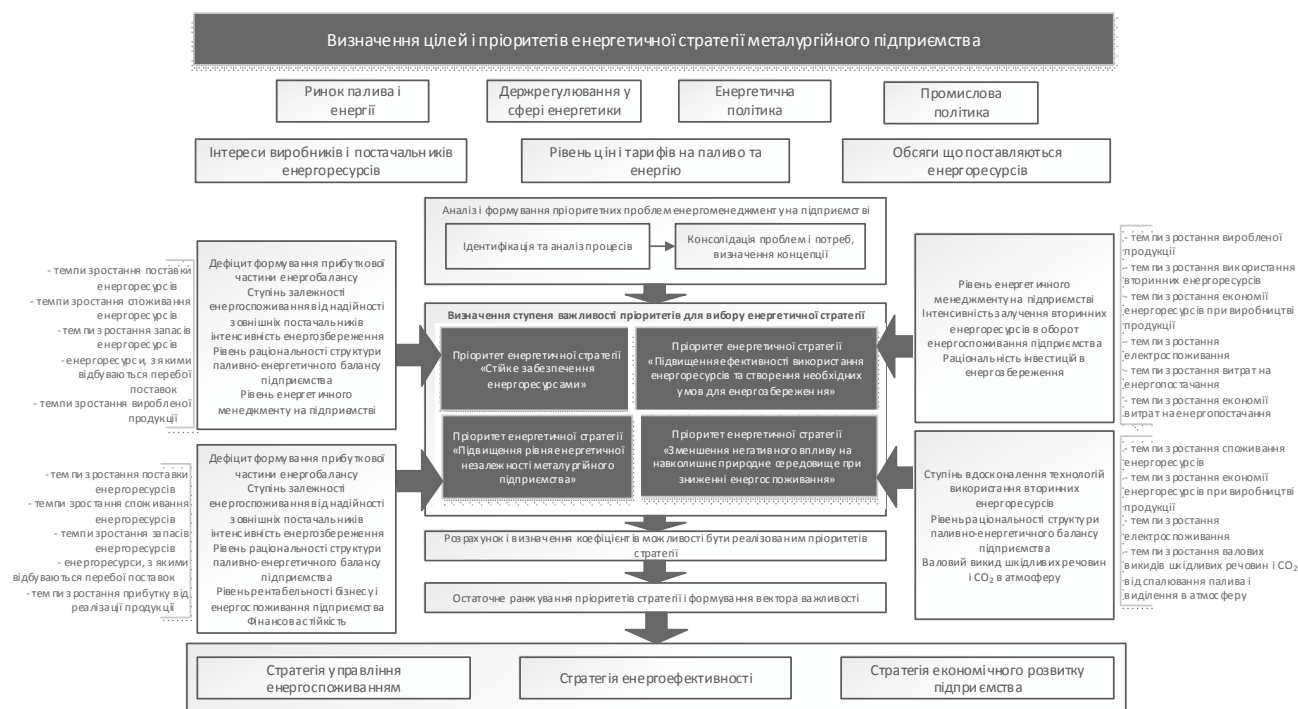


Рис. 1. Визначення цілей і пріоритетів енергетичної стратегії металургійного підприємства

енергоресурсів; збільшення кількості енергоресурсів, з якими відбуваються перебої поставок; зменшення темпів зростання виробленої продукції. Слід відмітити, що в основі ефективної енергетичної стратегії підприємства лежить індивідуальний набір чинників, які повинні бути в полі зору енергоменеджменту підприємства, оскільки з часом під впливом тих чи інших факторів формується потенціал енергозбереження, і він повинен бути своєчасно реалізований для підвищення конкурентоспроможності та сталого соціально економічного розвитку підприємства. Аналогічно метрики та індикатори наведено для інших конкретних прикладів пріоритетів енергетичної стратегії металургійного підприємства.

Наступний етап – це власне планування і формування портфеля проектів енергозбереження (рис. 2). Об'єктами портфелю/програми енергозбереження на металургійному підприємстві є процес управління, виробництво (технологія) і комунальне господарство. Основою адаптивної системи планування портфеля проектів енергозбереження є побудовані на підприємстві механізми та відповідні автоматизовані системи для обліку і контролю енергоспоживання, безперервне оцінювання ефективності використання ресурсного потенціалу в процесах діяльності підприємства, планування видаткової і прибуткової частини паливно-енергетичного балансу та оцінювання його якості і безумовно багаторівневе прогнозування енергоспо-

живання. Особливу роль у виявленні резервів енергозбереження відіграє динамічна оцінка якості паливно-енергетичного балансу, тому що саме він характеризує необхідні ефективні енергоекономічні зв'язки процесів підприємства та дає змогу перевертати цілісність системи енергоспоживання підприємства і результативність енергетичної політики. Внутрішні резерви при формуванні паливно-енергетичного балансу можуть бути приховані у неефективному використанні видаткової частини балансу або низькій частці використання ресурсозберігаючих технологій при виробництві продукції тощо. Взагалі основними напрямками за якими здійснюється пошук проектів-кандидатів на включення до портфелю є виняток нераціонального використання енерго-ресурсів, усунення втрат енергоресурсів, підвищення ефективності використання енергоресурсів, використання вторинної енергії, що виробляється в основному виробництві та інше.

Формування ефективного портфеля проектів зводиться до того, щоб визначити такий порядок відбору проектів, що дозволяє врахувати, як вплив зовнішнього середовища, так і ризиків внутрішнього середовища підприємства, а для підприємства забезпечити максимальну гарантовану енергоефективність. Енергоефективність відбивається через співвідношення результатів виробничої діяльності та витрачених на їх досягнення економічно, технічно і технологічно обґрунтованих обсягів енергетичних ресурсів в умовах енергозберігаю-

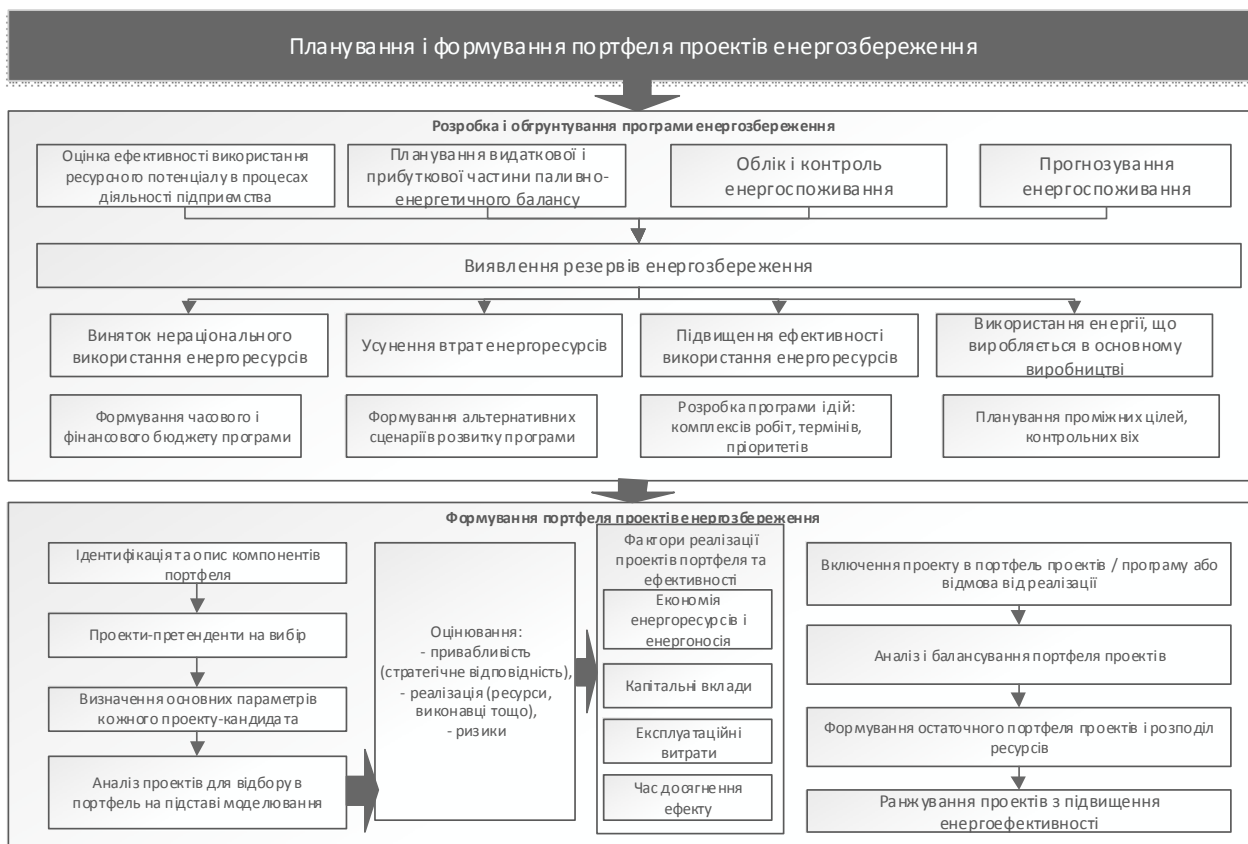


Рис. 2. Планування і формування портфеля проектів енергозбереження

чої інтенсифікації промислового виробництва. Важливу роль тут відіграє моделювання та аналіз реалізованості проєктів енергозбереження. Основою такого аналізу є обґрунтування можливості реалізації проєкту, а також ступінь впливу на цінності програми енергозбереження. Крім того, визначається доступність енергозберігаючих технологій та обладнання, що необхідні для реалізації проєкту, можливість їх освоєння та ефективної експлуатації в конкретних умовах. Побудова адаптивних механізмів пріоритетизації, оптимізації та балансування портфелю проєктів передбачає регулювання економічних і енергетичних показників (процесів) на підприємстві за допомогою реалізації енергозберігаючих проєктів для витримування основних співвідношень темпів зростання показників ефективності в динамічній моделі оцінки якості паливно-енергетичного балансу металургійного підприємства.

Теорія та аналіз отриманих результатів

3.1 Модель формування портфеля проєктів енергозбереження металургійного підприємства

Портфель проєктів металургійного підприємства будемо асоціювати з вектором PPR (склад портфеля) розмірністю, що відповідає кількості проєктів в множині розглянутих проєктів $P = \{P_1, P_2, \dots, P_n\}$, значення якого є бінарні величини X_i , де 1 означає, що i -й проєкт включається в портфель, 0 – означає, що i -й проєкт не включається в портфель:

$$X_i = \begin{cases} 1, & P_i \in PPR \\ 0, & P_i \notin PPR \end{cases}$$

Таким чином, наприклад, можуть бути задані проєкти, які за будь-яких умов не можна виключати з портфеля. Кожен проєкт, що входить до складу портфеля $i \in P$, є об'єктом управління і має низку характеристик, які потребують уточнення та формалізації. Сукупність проєктів енергоефективності металургійного підприємства, або портфель проєктів, також є об'єктом управління і має такі параметри, як прибутковість, ризик, час реалізації, необхідні ресурси тощо. При цьому реалізація кожного проєкту впливає на хід реалізації інших проєктів, що входять в портфель, і тим самим впливає на параметри всього портфеля проєктів. З огляду на безумовну значимість характеристик кожного з проєктів, що входять до складу портфеля, слід зазначити, що енергоефективність і розвиток підприємства залежать від характеристик всього портфеля проєктів.

Формалізовано представити проєкт відповідно до напрямів підвищення енергоефективності підприємства можна в вигляді сукупності наступних компонентів:

$$P_i = \langle X_i, W_i, R_i \rangle, \quad (1)$$

де X_i – вектор початкових характеристик i -го проєкту; W_i – вектор характеристик привабливості та реалізуємості проєкту; R_i – сукупний ризик проєкту.

Вектор початкових характеристик проєкту представимо у вигляді

$$X_i = \langle C_i, Y_i, S_i, H_i, T_i, R_i, I_i \rangle, \quad (2)$$

де C_i – цілі проєкту; Y_i – комплекс робіт по проєкту; S_i – необхідні фінансові інвестиції в проєкт; H_i – ресурсомісткість проєкту; T_i – очікуваний час реалізації проєкту; I_i – вектор взаємодії на інші проєкти в портфелі. У векторі взаємодії I_i проставляються коефіцієнти, які можуть набувати значень від 0 до 1, що показують рівень залежності i -го проєкту від інших проєктів портфеля.

Важливим кроком аналізу є угруповання даних проєктів для відбору в портфель в таких аспектах: з позицій цілей енергоефективності, фінансів, умов (ресурсів).

Для цього використовуються показники привабливості і реалізуємості, які в комплексі відображає можливість реалізації проєкту на даному підприємстві з урахуванням стратегічних напрямків діяльності підприємства, ресурсного, фінансового та часового забезпечення:

$$W_i = \langle SC_i, E_i, T_i, SR_i, HR_i \rangle, \quad (3)$$

де SC_i – індекс відповідності стратегічним цілям підприємства і підвищення енергоефективності при реалізації проєкту; E_i – показники оцінки економічної ефективності проєкту; T_i – показники оцінки технологічної ефективності проєкту; SR_i – фінансова реалізуємість проєкту; HR_i – ресурсна реалізуємість проєкту.

Цілі проєкту C_i формулюються у вигляді безлічі показників із зазначенням їх значень, які повинні бути досягнуті в результаті виконання проєкту $\{K_j^P\}$.

Далі можливо здійснити зіставлення значень показників стратегії енергоефективності $\{K_j^{Str}\}$ з відповідними параметрами проєкту $\{K_j^P\}$.

Показник відповідності SC_j^{Str} розглядається для всіх стратегічних цілей в позначених чотирьох проєкціях.

Якщо в описі проєкту параметр K_j^{Str} відсутній, то показник відповідності SC_j^{Str} для стратегічної цілі Str_j дорівнює нулю.

В іншому випадку здійснюється порівняння цільових значень даного показника в проєкті K_t^P та стратегії K_t^{Str} з урахуванням поточного значення (на момент часу t) цього показника для підприємства K_t^E :

$$SC_t^{Str_i} = \frac{K_t^{Str_i} - K_t^E}{K_t^{P_i} - K_t^E}. \quad (4)$$

Після визначення оцінок відповідності за окремими параметрами може бути розрахована стратегічна відповідність проекту щодо стратегії енергоефективності Str_i шляхом усереднення оцінок за окремими показниками:

$$SC^{Str_i} = \frac{1}{N_{KPI}^{Str_i}} \sum_{t=1}^{N_{KPI}^{Str_i}} SC_t^{Str_i}, \quad (5)$$

де $N_{KPI}^{Str_i}$ – число показників в описі стратегії Str_i .

Це підходить в тому випадку якщо кожного проекту присвоюється тільки одна стратегічна мета.

В реальності можлива ситуація з кількома цілями. У цьому випадку після визначення оцінок відповідності по кожній цілі може бути розраховане стратегічне відповідність проекту P_i шляхом усереднення оцінок SC^{Str_i} за окремими показниками.

При цьому, можливо також врахувати важливість стратегічних цілей шляхом введення вагових коефіцієнтів, які можуть бути отримані експертним шляхом з використанням методу аналізу ієрархій або парних порівнянь. У разі якщо з кожним проектом портфеля зв'язується N_i^{Str} стратегічних цілей, індекс відповідності розраховуємо наступним чином:

$$SC_i = \frac{1}{N_i^{Str}} \sum_{k=1}^{N_i^{Str}} w_k^{Str} SC^{Str_k}, \quad (6)$$

де w_k^{Str} – важливість стратегічної мети, при цьому

$$\sum_k w_k^{Str} = 1.$$

Таким чином, формується індекс відповідності проекту стратегії енергоефективності $SC_i \in [0, 1]$, значення якого інтерпретуються наступним чином: $SC_i = 1$, якщо проект повністю відповідає стратегії; $SC_i = 0$, якщо проект не відповідає стратегії; $0 < SC_i < 1$, якщо проект частково відповідає стратегії і при цьому пов'язаний з розвитком стратегічного потенціалу підприємства.

Показники для визначення економічної ефективності проекту це наступний набір:

$$E_i = \langle NPV_i, PI_i, PP_i, IRR_i, EA_i, ER_i \rangle, \quad (7)$$

де NPV_i – чистий приведений дохід; PI_i – індекс прибутковості; PP_i – термін окупності; IRR_i – внутрішня норма рентабельності; EA_i – розмір абсолютної еко-

номії енергоресурсів (вектор за всіма видами енергоресурсів: реактивна і активна електроенергія, газ, пар, гаряча вода та ін.), досягнутої за рахунок реалізації проекту; ER_i – величина відносної економії енергоресурсів або енергоефективність проекту (вектор за всіма видами енергоресурсів).

Показники для визначення технологічної ефективності проекту це наступний набір

$$T_i = \langle UR_i, PE_i, SUR_i, EHS_i \rangle, \quad (8)$$

де UR_i – питома витрата енергоресурсів (вектор за всіма видами енергоресурсів); PE_i – втрати енергоресурсів (вектор за всіма видами енергоресурсів); SUR_i – коефіцієнт використання вторинних енергоресурсів; EHS_i – валові викиди шкідливих речовин.

Фінансова реалізуємість проекту показує можливість реалізації проекту в умовах заданої динаміки фінансування і визначається з наступного співвідношення:

$$d_i^S(t) \leq 0, \quad \forall t \in (1..t_i), \quad (9)$$

де $d_i^S(t)$ – дефіцит фінансових коштів по i -му проекту, який визначається для кожного періоду часу t в тимчасових рамках проекту t_i як різниця між надходженням і витратами грошових коштів за проектом. Тобто проект є фінансово реалізованим, якщо на кожному кроці розрахункового періоду алгебраїчна (з урахуванням знаків) сума грошових надходжень і грошових відтоків проекту не є негативною. Негативна сума елементів потоку реальних грошей на певному етапі розрахункового періоду свідчить про фінансову нереалізуємість проекту і показує, що підприємство не в змозі погашати свої зобов'язання (заборгованість) і необхідно вжити заходи щодо покриття дефіциту.

Ресурсна реалізуємість проекту показує можливість забезпечення проекту ресурсами підприємства і визначається з наступного співвідношення:

$$d_{ik}^H(t) \leq 0, \quad \forall t \in (1..t_i), \quad (10)$$

де $d_{ik}^H(t)$ – дефіцит k -го виду ресурсів по i -му проекту, який визначається для кожного періоду часу в часових рамках проекту як різниця між доступним і необхідним обсягом ресурсів для реалізації проекту. Потребу проекту в різному роду ресурсах можна увияти через параметри матеріаломісткості (потреба в матеріальних ресурсах кожного виду для виконання проекту у відповідний період в натуральному (об'ємному) вираженні), фондомісткості (потреба в обладнанні кожного виду для виконання проекту у відповідний період в фондо-годинах) і трудомісткості (потреба в працівниках кожної спе-

ціальності для виконання проекту у відповідний період в людино-годинах) проекту.

Розглянуті основні положення дають можливість сформулювати завдання формування портфеля проектів енергозбереження металургійного підприємства як таке, що мінімізує капітальні вкладення за аналізований період $\sum_{i \in P} S_i \cdot x_i \rightarrow \min$, при обмеженнях,

пов'язаних із забезпеченням достатності бюджету на фінансування інвестиційних витрат за проектами портфеля, обмеження на загальні витрати ресурсів по підприємству та інші.

Якщо при вирішенні завдання формування портфеля проектів розглядають тільки ті проекти, які передбачають отримання прибутку, то найбільш поширеним критерієм вибору таких проектів є величина NPV_i. Оптимальним в цьому випадку буде вважатися портфель, що забезпечує найбільшу сумарну величину NPV_i в рамках заданих обмежень:

$$\sum_{i \in P} NPV_i \cdot x_i \rightarrow \max \quad (11)$$

Розглянемо обмеження:

- обмеження на обсяг фінансових інвестицій у відповідному періоді t реалізації портфеля проектів енергозбереження (S_{Pt} – бюджет, який виділений на реалізацію стратегії енергоефективності)

$$\sum_{i \in P} S_{it} \cdot x_{it} \leq S_{Pt} \quad (12)$$

- заданий обсяг абсолютної економії енергоресурсів EA_{Pt} (або окремо за їх видами)

$$\sum_{i \in P} EA_{it} \cdot x_{it} \geq EA_{Pt} \quad (13)$$

- максимальна відповідність енергетичній стратегії

$$\sum_{i \in P} SC_i \rightarrow \max \text{ або } \sum_k SC^{Str_k} = 1 \quad (14)$$

- максимальна енергоефективність

$$\sum_{i \in P} ER_{it} \cdot x_{it} \rightarrow \max \quad (15)$$

- мінімальний термін окупності

$$\sum_{i \in P} PP_{it} \cdot x_{it} \rightarrow \min \quad (16)$$

- мінімальний сукупний ризик

$$\sum_{i \in P} R_{it} \cdot x_{it} \rightarrow \min \quad (17)$$

Розглянуті оптимізаційні моделі складають основу поведінки агентів імітаційної моделі розподілу ресурсів між проектами портфеля з урахуванням ризиків, що описано у [10].

Результати

За допомогою запропонованого підходу і моделей був сформований портфель проектів енергозбереження ПрАТ «Дніпроспецсталь», куди увійшли перспективні до реалізації проекти у відповідності до енергетичної стратегії. Так в період з 2017 по 2019 рік на підприємстві було запроваджено проекти з енергозбереження, деякі з яких представлені в табл. 1.

У таблиці вказана мета проекту, розрахункові та фактичні витрати, а також показники енергоефективності. Зокрема, за першим проектом з таблиці була проведена модернізація нагрівальних і термічних печей, що дозволило знизити витрату палива на нагрів і термообробку металу за рахунок: застосування високоефективної теплоізоляції і імпульсного управління горінням; автоматизації всіх технологічних процесів термообробки, які забезпечують підтримку температури з мінімальним відхиленням.

Другий і третій проекти в таблиці пов'язані з тим, що ПрАТ «Дніпроспецсталь» набувало пар і гарячу воду для технологічних і санітарно-побутових потреб на ВАТ «Запоріжсталь», оскільки він був єдиним постачальником пари і гарячої води в тій частині промайданчика, де розташований завод «Дніпроспецсталь». Від тепломереж «Запоріжсталь» пара і гаряча вода через розподільні мережі заводу «Дніпроспецсталь» надходили до споживачів. Одним із суттєвих недоліків такої схеми були значні тепловтрати при транспортуванні. Це пов'язано з великою протяжністю теплотрас, низькими теплоізоляційними властивостями матеріалів теплоізоляції, значним зносом трубопроводів. Крім того, залежність від єдиного постачальника знижувала рівень енергобезпеки підприємства, а постійне зростання вартості теплової енергії збільшувало невиробничі витрати. Перехід на альтернативний спосіб опалення будинків і отримання гарячої води в другому проекті шляхом утилізації тепла відхідних газів з агрегату газо-кисневого рафінування (ГКР), а в третьому проекті за рахунок будівництва локальної електростанції дозволило: підвищити рівень енергетичної безпеки підприємства; знизити витрати на теплову енергію; зменшити витрати невиробничого характеру.

Узагальнені дані щодо реалізації портфеля проектів енергозбереження за вказаний період представлені на рис. 3 та 4.

Висновки

В статті розглянуто основні етапи формування портфеля проектів енергозбереження металургійного підприємства та запропоновано відповідну модель, що дозволяє для складних технологічних процесів і виробництв, а також моделювання і оцінки якості паливно-енергетичного балансу, в умовах обмеженості ресурсів і ризиків здійснювати формування і відбір для реалізації проектів енергозбереження при узгодженні пріоритетів бізнес-стратегії і стратегії енергоефективності металур-

Таблиця 1 – Результати економії ресурсів при реалізації портфеля проектів енергозбереження на ПрАТ «Дніпроспецсталь»

Найменування проекту	Ціль проекту	Суть проекту	Розрахункові інвестиції, тис. грн.	Фактичні витрати, тис. грн.	Відхилення	Економія енергоресурсів та енерго-ефективність
Термічний цех. Модернізація камерної печі №10 із заміною футерування, пальників і автоматизованої системи управління	Скоротити витрату палива на нагрів і термообробку металу	Демонтаж існуючих печей Роботи по відновленню фундаменту, підведення енергоносіїв до печей Виготовлення, поставка та монтаж металоконструкцій печі, футерування, газопальникового обладнання, трубопроводів природного газу і повітря по печі, контрольно-вимірювальних приладів і автоматики, кабельна розводка по печі і підключення Виконання пусконаладжувальних робіт і здача об'єкта в експлуатацію	5518,3	5432,0	-86,0	<i>Економія по витраті газу – 426,4т.у.н / рік</i> <i>Річний економічний ефект – 2566,3 тис. грн.</i>
Утилізація тепла відхідних газів з агрегату ГКР сталеплавильного цеху СПЦ-2	Підвищення рівня енергетичної безпеки підприємства, зниження витрат на теплову енергію та зменшення витрат невиробничого характеру	Монтаж системи утилізації тепла відхідних газів з агрегату ГКР, за рахунок відведеного тепла дозволить забезпечити опалення та водопостачання гарячою водою СПЦ-2, будівля підстанції	959,6	846,6	-113,1	<i>Економія по витраті пара - 652Гкал / рік</i> <i>Економія по витраті гор. води – 1880Гкал / рік</i> <i>Річний економічний ефект – 1630,23 тис. грн.</i>
Будівництво локальної електрокотельні на азотної станції	Підвищення рівня енергетичної безпеки підприємства, зниження витрат на теплову енергію	Будівництво локальної електрокотельні з тепловою продуктивністю 270 кВт на потреби опалення та гарячого водопостачання азотної станції ЕСЦ	1086,3	875,68	-210,21	<i>Економія по витраті пара – 1074Гкал / рік</i> <i>Економія по витраті акт. Електроенергії – 154,5тис.кВт / г</i> <i>Економія по витраті реактив. Електроенергії-- 92,7тис.кВт / г</i> <i>Річний економічний ефект – 570,76 тис. грн.</i>
Всього					-409,31	4767,29

гійного підприємства.

Детальний розгляд етапів формування портфеля проектів енергозбереження металургійного підприємства дозволяє зробити наступні висновки:

- моделювання та оцінка якості паливно-енергетичного балансу підприємства дозволяє за допомогою вихідних динамічних нормативів отримати певну систему похідних

динамічних нормативів для адаптивного регулювання енергетичних активів металургійного підприємства, що забезпечує реалізацію ефективної стратегії енергоменеджменту металургійного підприємства при відборі проектів для стратегічного планування підвищення енергоефективності та енергозбереження виробництва;

- ранжирування цілей, оцінювання привабливості

та реалізація проектних дій стимулюють до вибору тих проектів, які будуть максимально цінними для енергетичної стратегії підприємства і мінімізують ризики;

- всі пріоритети енергетичної політики пов'язані між собою, вибір конкретних пріоритетів для реалізації підсилює їх спрямованість на результативність у сфері енергоменеджменту за рахунок супутніх ефектів в зонах взаємодії і збільшує можливість реалізації подальших пріоритетів у майбутньому для підприємства;

ритетів у майбутньому для підприємства;

Основний висновок щодо обґрунтування пріоритетів та оцінки енергетичної політики полягає в тому, що треба робити акцент на ранжування пріоритетів і визначення цілей в рамках цих пріоритетів, що може здійснюватися експертно-аналітичними методами при відборі проектів з підвищення енергоефективності та енергозбереження. За допомогою розробленого про-

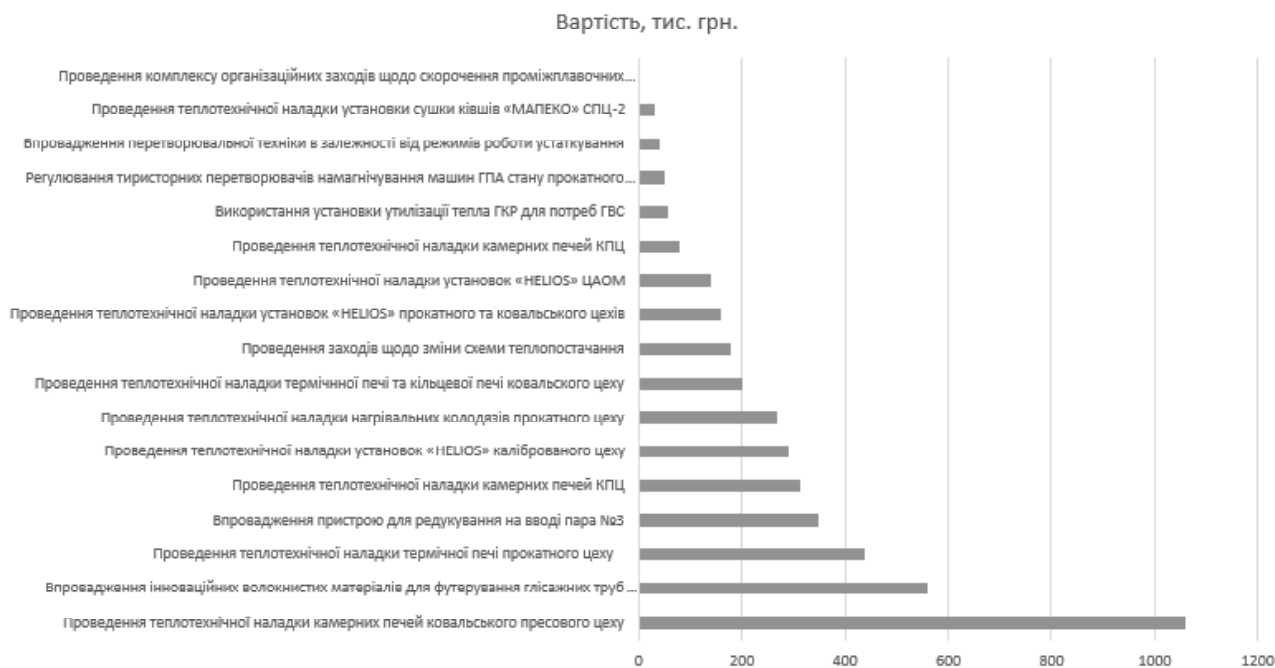


Рис. 3. Інвестиції в енергозбереження на ПрАТ «Дніпроспецсталь» (тис. грн.)

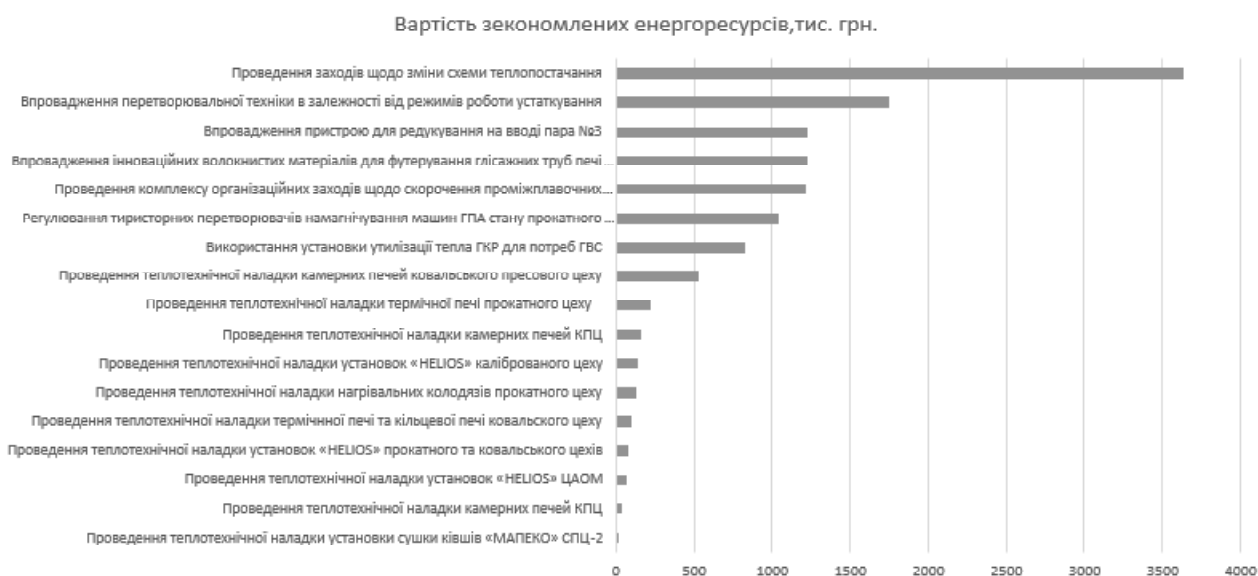


Рис. 4. Значення щорічної економії енергоресурсів від запровадження енергозберігаючих заходів

грамно-методичного комплексу було проведено оцінювання виконання цільового використання енергетичних ресурсів після реалізації проєктів і заходів з енергозбереження на ПрАТ «Дніпрспецсталь».

Список літератури

1. Brunke J. C. Empirical investigation of barriers and drivers to the adoption of energy conservation measures, energy management practices and energy services in the Swedish iron and steel industry / J. C. Brunke, M. Johansson, P. Thollander // Journal of Cleaner Production. – 2014. – N 84 (1). – P. 509–525. DOI: 10.1016/j.jclepro.2014.04.078
2. Abdelaziz E. A. A review on energy saving strategies in industrial sector / E. A. Abdelaziz, R. Saidur, S. Mekhilef // Renewable and Sustainable Energy Reviews. – 2011. – N 15 (1). – P. 150–168. DOI:10.1016/j.rser.2010.09.003
3. Abeelen C. J. Planning versus implementation of energy saving projects by industrial companies. Insights from the Dutch Long Term Agreements / C. J. Abeelen, R. Harmsen, Worrell E. // Energy Efficiency. – 2016. – Vol. 9, Iss. 1. – P. 153–169. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12053-015-9355-1>
4. Kurbanov F. Features of risk assessment of energy saving projects / F. Kurbanov, B. S. Yessengeldin, A. A. Yermanova, A. T. Zhanseitov // Bulletin of the Karaganda University. – 2019. – P. 338–344.
5. Данченко О. Б. Сучасні моделі та методи управління проєктами, портфелями проєктів та програмами / О. Б. Данченко, В. В. Лепський // Управління розвитком складних систем : збірник наукових праць КНУБА. – 2017. – № 29. – С. 46–54.
6. El Hannach D., Marghoubi R., El Akkaoui Z., Dahchour M. Analysis and design of a project portfolio management system / D. El Hannach, R. Marghoubi, Z. El Akkaoui, M. Dahchour // Computer and Information Science. – 2019. – N 12. – 42 p. DOI:10.5539/cis.v12n3p42
7. Tahri H. Mathematical optimization methods: application in project portfolio management / H. Tahri // Procedia - Social and Behavioral Sciences. – 2015. – 210. – P. 339–347. DOI:10.1016/j.sbspro.2015.11.374.
8. Дубровін В. І. Управління портфелями проєктів енергозбереження на металургійних підприємствах / В. І. Дубровін, О. І. Юськів // Радіоелектроніка та інформатика. – 2019. – № 2(85). – С. 43–46.
9. Джеджула В. В. Економічна сутність інтегральної інвестиційної привабливості енергозберувальних заходів / В. В. Джеджула // Економічний часопис XXI. – 2013. – № 7–8. – С. 90–93.
10. Kiyko S., Druzhinin E., Prokhorov O., Haidabus B. Multi-agent Model of Energy Consumption at the Metallurgical Enterprise, DSMIE 2020: Design, Simulation, Manufacturing: The Innovation Exchange. – 2020. – P. 156–165. DOI: 10.1007/978-3-030-50794-7_16.

Одержано 23.12.2020

Кийко С. Г. Формирование портфеля проектов энергосбережения на металлургическом предприятии

Цель работы. Построение модели отбора проектов в портфель в соответствии с энергетической стратегией металлургического предприятия. Острота решения этих вопросов для металлургической отрасли Украины вызвана необходимостью улучшения экономической стабильности предприятий, повышением конкурентоспособности продукции и уменьшением зависимости от поставщиков энергоресурсов.

Методы исследования. Используются методы программного и портфельного управления, системный подход, модели и методы стратегического менеджмента в области управления проектами и математический аппарат теории множеств при формализации модели формирования портфеля проектов энергосбережения на металлургическом предприятии.

Полученные результаты. Выполнен анализ общей проблемы управления портфелями проектов энергосбережения на металлургических предприятиях. Подробно рассмотрены основные этапы формирования и реализации портфеля проектов энергосбережения металлургического предприятия. Разработана формализованная математическая модель отбора проектов энергосбережения на металлургическом предприятии в портфель. С помощью предложенного подхода и моделей был сформирован портфель проектов металлургического предприятия ЧАО «Днепрспецсталь», куда вошли перспективные к реализации проекты в соответствии с энергетической стратегией.

Научная новизна. Разработанная модель формирования портфеля проектов в соответствии со стратегией энергоэффективности металлургического предприятия, комплексно учитывает текущее состояние предприятия и его будущие стратегические направления работы, ресурсное и финансовое обеспечение энергосберегающих проектов и риски возникновения неблагоприятных событий.

Практическое значение. Использование данной модели позволяет последовательно проводить анализ проектов портфеля с целью выявления возможности их реализации на металлургическом предприятии, согласовывать планы реализации проектов и планы предприятия на различных уровнях планирования, отбирать наиболее перспективные проекты к реализации в соответствии с определенной энергетической стратегией.

Ключевые слова: фазообразование, двухстадийное охлаждения, твердость образцов, промежуточное преобразование, порог холодноломкости.

Kiyko S. Formation of a portfolio of energy saving projects at metallurgical enterprise

Purpose. To build a model of project selection for the portfolio in accordance with the energy strategy of the metallurgical enterprise. The urgency of solving these issues for the metallurgical industry of Ukraine is caused by the need to improve the economic stability of enterprises, increase the competitiveness of products and reduce dependence on energy suppliers.

Methods. Methods of program and portfolio management, system approach, models and methods of strategic management in the field of project management and mathematical apparatus of set theory are used in formalizing the model of forming a portfolio of energy saving projects at a metallurgical enterprise.

Results. The analysis of the general problem of portfolio management of energy saving projects at metallurgical enterprises is performed. The main stages of formation and implementation of the portfolio of energy saving projects of the metallurgical enterprise are considered in detail. A formalized mathematical model for the selection of energy saving projects at a metallurgical enterprise for the portfolio has been developed. With the help of the proposed approach and models, a portfolio of projects of the metallurgical enterprise PJSC "Dnipropetsstal" was formed, which included promising projects for implementation in accordance with the energy strategy.

Scientific novelty. A model of project portfolio formation in accordance with the energy efficiency strategy of a metallurgical enterprise has been developed, which comprehensively takes into account the current state of the enterprise and its future strategic directions, resource and financial support of energy saving projects and risks of adverse events.

Practical meaning. The use of this model allows consistent analysis of portfolio projects in order to identify opportunities for their implementation at the metallurgical enterprise, to coordinate project implementation plans and plans at different levels of planning, to select the most promising projects for implementation in accordance with the energy strategy.

Key words: phase formation, two-stage cooling, hardness of samples, intermediate transformation, cold brittleness threshold.

Doct. of Philosoph. Sciences, Cand. of Techn. Sciences Popov S. M.,

Cand. of Techn. Sciences Shumykin S. O.

Cand. of Techn. Sciences Laptieva H. M.

National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhia

MATHEMATICAL SIMULATION OF WELDED DEPOSIT LAYERS AS FOR ADAPTATION OF MATERIALS TO FAILURE IN QUASIDISSIPATIVE TRIBOSYSTEMS

Purpose. To establish mathematical models for the adaptation of materials under conditions of activation of a metastable structural-phase state of quasi-dissipative tribosystems. Determination and substantiation of factors for planning an active experiment due to which it is possible to create mathematical models of stable forecasts for increasing the wear resistance of materials.

Research methods. When conducting the experiments, a priori data were used in combination with our own scientific developments of mathematical models of the dependences of the influence of the chemical composition of alloys during manual and automatic electric arc surfacing on the physical and mechanical properties of the surface layer of the material, which is destroyed under tribosystem conditions. It was decided to use mathematical planning of research on the basis of an active experiment with the creation of models for the numerical description of the mathematical expectation in the form of regression equations.

Obtained results. On the basis of theoretical and practical scientific research with planning a passive and active experiment, a set of relevant knowledge has been obtained, which makes it possible to determine the main criterion requirements for the sensitivity of deposited steels and alloys to adaptation under the action of external mechanical and energy influences and allows to mathematically describe the characteristics of the alloy and provide a numerical estimate of the correlation parameters among themselves. On the basis of the theory of scientific mathematical planning of the experiment, a set of corresponding experiments was carried out, which made it possible to build spatial graphic models.

Scientific novelty. For the first time, theoretical and practical scientific research is presented with the reproduction of a systemic multivariate analysis of the parameters of mathematical models and processes leading to the martensitic ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation and determines the substantiation of the chemical composition of the deposited materials to increase fracture resistance under conditions of quasi-dissipative and dissipative tribosystems.

Practical meaning. The obtained results of the above studies allow, within the framework of technical and technological accuracy, which is necessary within the framework of practical engineering forecasts, to determine the physical and mechanical properties of wear-resistant deposited alloys under conditions of quasi-dissipative and dissipative tribosystems.

Key words: wear resistance, alloy, weld metal, mathematical model, prediction, regression equation, martensite, austenite, ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation, hardness.

Formulation of the problem

Alloys with high initial hardness generally have high wear resistance, but the exception to this general rule are alloys, in the structure of which a significant amount of retained austenite is formed. In the process of wear of such steels with a metastable austenitic structure under the influence of the energy of abrasive grains on the friction surface, deformation martensite may form.

This process is closely related to the redistribution of energy costs, that is, its dissipation, which triggers

mechanisms that strengthen the working surface of the parts.

The sensitivity to the adaptation of steels and alloys to external mechano-energetic influences, leading to the martensitic ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation, depends on the temperature of the martensite point, which is largely determined by the content of carbon and alloying elements in the solid solution.

The formation of deformation martensite is accompanied by a complex shear in the crystal lattice of metastable austenite. With an external force during wear,

the metal of the working surface receives the energy necessary for the ($\gamma \rightarrow \alpha$) transformation [2, 3].

Analysis of the dependence of the mass fraction of martensite on the magnitude of the deformation stresses (Fig. 1) showed that an increase in the mass fraction of martensite is observed in proportion to the deformation stresses of the material.

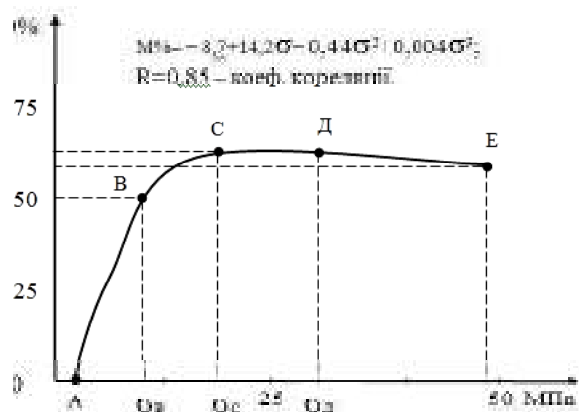


Fig. 1. Dependence of the mass fraction of martensite on the strain stress

A further increase in stresses in the B-C section causes a slight increase in the mass fraction of deformation martensite. And with an increase in stress over 20 MPa, the deformation martensite content on the material surface practically does not increase. Dangerously high voltages can be reproduced in this area, which can provoke destruction of the metal. An increase in deformations above critical ones will always cause destruction of the material [1].

Thus, we need to provide such deformation stresses that do not exceed the stresses corresponding to point C, and are included in the interval B-C.

At high temperatures in the contact zone, the formation of deformation martensite will be difficult; therefore, heterogeneous wear-resistant alloys with a large amount of a hardening phase are used.

Research methods

It is very important for the study of this topic the construction of a multicriteria mathematical model of the tribosystem based on an active experiment [6].

Planning a multiobjective equation should have a clear algorithm. The first stage includes the analysis of each of the systems: metallurgical, tribotechnical, technological, operational, economic. After that, they are differentiated and the main criteria are selected, which to the greatest extent determine the process of metal destruction in this particular case of the operation of parts. After checking the factors for compatibility and correlation, they are encoded and the variation intervals are selected. The model can be of several types: differential, fractional rational, trigonometric, or polynomial. The design matrix of the experiment can be full factorial or fractional factorial, which takes into account the number of interactions between factors.

Next, it is necessary to find out the deviation of the results from the arithmetic mean, that is, the total variance of the reproducibility of the experiment. It characterizes the dispersion of the results of experiments at a certain combination of factor levels. If the comparative number of variances is more than two and one variance significantly exceeds the others, then Cochran's test can be used to determine their homogeneity. If this criterion is not met, it is necessary to increase or decrease the number of parallel experiments.

After calculating the matrix, it is necessary to check the adequacy of the model according to Fisher's criterion and to assess the significance of the coefficients of the equation. Compliance with all criteria allows you to build a linear equation. An insignificant coefficient at a factor means that this factor does not affect, or does not significantly affect the optimization parameter. However, the value of the regression coefficient is influenced not only by the role of this factor, but also by the selected interval of variation. This means that with very narrow limits, the change in the optimization parameter can indeed be very small. However, this alone cannot yet conclude that the factor is insignificant. Therefore, the statistical signal of the factor should be verified, if possible, or at least analyzed from a technological point of view. That is, before the full factorial experiment, star or null points are added, followed by a central compositional orthogonal or rotatable second order planning. At the end, a quadratic equation is obtained. With the further insignificance of the coefficients, the degree of the equation is increased to the third order plan, and so on.

An attempt was made to reproduce the mathematical equation of the dependence of wear resistance, hardness and the amount of the hardening phase on external conditions. The regression equations were made with a certain tolerance, because we used the data of standard materials such as Cr12 and Cr12V (these steels are already studied) with certain assumptions, so that we can identify the effect of the chemical composition on the parameters we have chosen.

In abrasive wear with semi-fixed abrasives, there is no clearly expressed nature of the destruction mechanism, since the particle constantly changes its position in space, alternating cutting edges, the contact area, the angle of attack at which it interacts with the friction surface. As a result, the wear mechanism consists of microlocal loads, plastic deformation and microcutting. When certain conditions coincide, the abrasive particle is temporarily jammed, and the destruction of the friction surface is carried out under the influence of the fixed abrasive. This mechanism of force interaction of the abrasive with the surface layer is typical for most parts of road construction equipment - mixer blades, runner scrapers, grinder knives, feeder augers, et al. [4, 5, 7-9].

Therefore, the optimization parameter is assumed to be relative wear resistance ε , hardness of the deposited metal HRC, amount of hardening phase,%. And as the main

independent factors were chosen: the content of carbon, manganese and boron in the deposited metal. Steel 45 in the annealed condition was chosen as the standard. The relative wear resistance of this steel: $\varepsilon = 1.00$.

Optimization of the chemical composition of the deposited metal makes it possible to find the maximum values of the relative wear resistance under specific wear conditions.

The complexity of the abrasive fracture mechanism is associated with the lack of clear criteria and methods by which it is possible to reliably assess the ability of materials to resist wear, referring to its physical and mechanical properties, chemical composition and structural state.

Of primary importance is the property of the material to resist the penetration and movement of abrasive particles along the friction surface. This set of characteristics is determined by the resistance of the metal to elastic and plastic deformation. In this case, an indicative characteristic is the aggregate hardness of the alloy, as well as the hardness of its individual structural components, initial, or obtained in the process of operation.

Optimization of the chemical composition of the deposited metal makes it possible to find the maximum values of the relative wear resistance under specific wear conditions.

At the same time, the regression equation does not allow investigating the mechanism of the influence of individual factors on the physical and mechanical properties of alloys, therefore, in this case, when planning the experiment, such alloying elements were taken as variables, the influence of which on the properties of wear-resistant materials was studied, and it is only necessary to establish their mutual influence on the wear resistance of materials specified in the conditions of abrasive wear.

The mass fraction of chromium in all experiments remained constant and equal to 14 %. This is due to the fact that the introduction of chromium into the deposited metal is necessary

for the formation of chromium carbides, borides or carboborides, while its content in the alloy must be limited to 13–16%, since it has been established that an increase in the chromium content of more than 15–20 % does not lead to a significant increase in wear resistance.

The lower doping level with carbon (C) and boron (B) was set to 1.0 and 0.5%, respectively. A lower level of alloying with these elements determines a significant decrease in the amount of the hardening excess phase or its complete absence, causes an unreasonable increase in the factor space in the region of alloys with due to low wear resistance under conditions of abrasive wear without significant shock loads.

The upper level of carbon doping was limited to 3.5 %. A further increase in the carbon content in the alloys is impractical, since this leads to an increase in the eutecticity of the alloys, an increase in the size of the excess phase, and the appearance of free carbon in the alloys, which is located along the grain boundaries between the excess and strengthening phases and the matrix. All this causes significant embrittlement of the metal and a decrease in performance and wear resistance.

The maximum wear resistance of alloys of the Fe-C-Cr system doped with boron corresponds to a boron concentration of 2.5...5 %. Since at present the task was to study the question of the possibility of reducing the boron content in alloys of the Fe-C-Cr-B system, without reducing their wear resistance, the upper level of boron alloying was limited to 3.0 %.

The choice of variation intervals with manganese 0...1.3% is due to the fact that at a content of more than 1.5 %, it stabilizes the austenite γ - region and significantly reduces the position of the martensite point.

The average values of the mass fraction of elements in the deposited metal and the results of the experiment are shown in Table 1.

The results of the statistical check are shown in Table 2.

Table 1 – Average values of the mass fraction of elements in the deposited metal and the results of the experiment

№	The name of the alloy	The average mass fraction of elements in the weld metal, %					Hardness HRC	Phase composition, %				Relativ. wear resistance, ε	Strengthening phase, %
		C	Cr	B	Si	Mn		Before the test		After the tests			
								α	γ	α	γ		
1	ЭН-ИТС-01	3,50	14	0,50	-	-	60	75	25	90	10	5,90	65
2	КБХ-45	2,30	14	1,90	-	0,36	65	90	10	95	5	6,20	70
3	ЭН Т-620	3,25	14	1,20	2,20	1,10	55	65	35	80	20	5,60	55
4	ЭН Т-590	2,75	14	1,50	0,65	1,30	52	90	10	100	-	5,40	50
5	III-AH104	1,80	14	0,50	3,00	0,60	50	60	40	65	35	3,60	15
6	ЭН-180Cr14B3	1,60	14	3,00	-	-	63	70	30	75	25	7,10	65
7	III-Cr12V1	1,35	14	0,50	1,93	0,65	45	50	50	60	40	2,15	12
8	III-AH170	1,00	14	2,70	0,60	0,65	61	45	55	60	40	6,50	50

Table 2 – The results of statistical verification of regression equations

For the equation	Cochren's criterion		Fisher's criterion		Confidence interval $\pm \Delta b_{ij}$	Dispersion	
	$G_{p \text{ розр}}$	$G_{\text{табл}}$	$F_{p \text{ розр}}$	$F_{\text{табл}}$		Adequacy, $S^2_{\text{ад}}$	Reproducibility, $S^2_{\text{р}}$
ε	0,22	0,68	0,24	5,32	0,21	0,062	0,259
HRC	0,30	0,68	0,74	5,32	24,53	22,41	30,00
K	0,52	0,68	0,07	5,32	13,90	1,238	17,00

Thus, as a result of processing the results of the experiment planning matrix after testing, as a result of the static nature of the dependencies, the following adequate regression equations were obtained:

$$\begin{cases} \varepsilon = 0.695 + 1.47C + 2.36B - 2.07Mn - 0.64CB + 0.546CMn + 0.573BMn - 0.208CBMn \\ HRC = 38.7 + 5.8C + 7.6B - 5.77Mn - 1.66CB + 0.846CMn + 3.46BMn - 1.69CBMn \\ K = -39.25 + 29.5C + 33.5B + 3.808Mn - 9CB - 2.846CMn - 4.154BMn + 0.31CBMn, \end{cases} \quad (1)$$

where C is the mass fraction of carbon, %; B – mass fraction of boron, %; Mn – mass fraction of manganese, %.

To study the entire factor space of the influence of alloying elements C, B and Mn on the physical and mechanical properties of the alloys, spatial diagrams (response surfaces) of the mutual influence of the chemical composition for the relative wear resistance ε were built (Figure 2).

Analysis of calculations and sections of response surfaces (Fig. 2) showed that the maximum value of the relative wear resistance is achieved at the following mass fraction of the deposited metal, %: Cr = 12; C = 1.6; B = 3 Its phase composition to the test was 70/30 % and 75/25 % of the α and γ phases, respectively. The microhardness of the hardening phase is 21 GPa.

As we can see, the martensitic transformation is very weak and almost insignificant. The increased stability of austenite, in comparison with the optimal one, reduces the resistance to fracture, which is explained by the fact that in this case, martensitic transformations cannot provide the required degree of stress relaxation and energy consumption of external interaction.

A significant effect on the strengthening of austenite, its stability with respect to dynamic deformation martensitic transformations and, accordingly, the properties of alloys with unstable austenite are carried out by the previous cold and warm plastic deformations. Depending on the mode of their implementation, they can stabilize or destabilize austenite and ambiguously affect the properties [5].

To reduce the amount of austenite and its stability, the following technological methods are used:

- decrease in heating temperature for hardening;
- cold treatment;
- aging for phase separation;
- deformation to obtain stacking faults, a small amount of martensite phases and depletion of austenite in alloying elements [4].

Findings

The task of adapting materials to external wear conditions is to predict the effect of external load conditions in combination with $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation processes, at which the maximum production of deformation martensite in the working metal layer will be achieved.

Analysis of the data, when comparing the initial and final amounts of retained austenite, shows that it is decreasing. At the same time, the degree of this hardening under the most favorable conditions, when the volume of transformations of unstable austenite is maximum, still does not provide a sufficiently high microhardness. However, the use of an unstable austenitic structure in combination with martensite and a hardening solid phase is the optimal solution.

Therefore, it is very important to control the structure and development of martensitic transformations in alloys, because this will significantly improve their technological properties. But the process of scientific research and proof of these phenomena requires a deeper study.

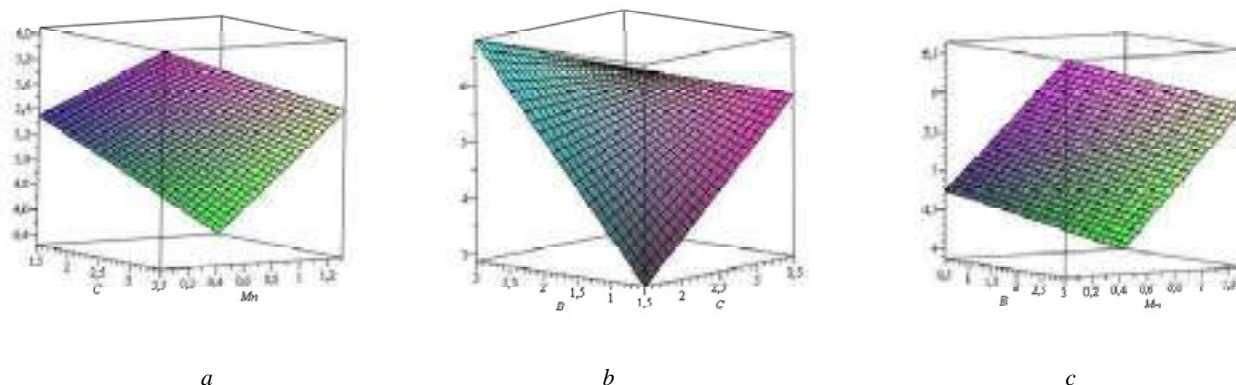


Fig. 2. Dependence of the relative wear resistance at a constant content of boron (a), manganese (b) and carbon (c)

Bibliography

1. Попов С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: Навчальний посібник / С. М. Попов, Д. А. Антонюк В. В. Нетребко. – Запоріжжя : ЗНУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – 368 с.
2. Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании / Тененбаум М. М. – М. : Машиностроение, 1966. – 332 с.
3. Малинов Л. С. Ресурсосбережение за счет применения экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных метастабильных структур и управление структурными и фазовыми превращениями (обзор) / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 93–105.
4. Аналіз характеру зношування і визначення основних критеріїв працездатності скребків бетонозмішувачів / С. М. Попов, С. О. Шумикін, І. М. Білоник, Є. Я. Губар // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – №2. – С. 84–92.
5. Popov S. N. Study of the features of the wear of a friction pair of a drive wheel with a mover caterpillar under abrasive conditions / S. N. Popov, S. O. Shumykin // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2020. – №1. – С. 49–54.
6. Баратокритеріальний підхід до аналізу визначення основних критеріїв зношування деталей / С. М. Попов, С. О. Шумикін, І. М. Білоник, О. М. Захаренко // Scientific achievements of modern society. Abstracts of the 6th International scientific and practical conference (February 5–7, 2020). Cognum Publishing House. Liverpool, United Kingdom. 2020. – P. 1048–1053.
7. Popov S. Technology for increasing abrasive wear resistance of parts of road construction machines / S. Popov, S. Shumykin, R. Sule // Perspectives of world science and education. Abstracts of the 8th International scientific and practical conference (April 22–24, 2020). CPN Publishing Group. Osaka, Japan. – 2020. – P. 129–132.
8. Popov S. The process of contact interaction on the friction surface as for blades of coal fans / S. Popov, S. Shumykin, I. Mozgovaya // Modern science: problems and innovations. Abstracts of the 3rd International scientific and practical conference (June 1–3, 2020). SSPG Publish. Stockholm, Sweden. – 2020. – P. 178–181.
9. Popov S. Fracture analysis of friction surfaces of tracks of caterpillar mechanisms during abrasive wear / S. Popov, S. Shumykin, N. Kotov // Actual trends of modern scientific research. Abstracts of the 5th International scientific and practical conference (November 8–10, 2020). MDPC Publishing. Munich, Germany. – 2020. – P. 131–135.

Одержано 21.12.2020

Попов С. М., Шумикін С. О., Лаптева А. М. Математичне моделювання наплавлених шарів при адаптації матеріалів до руйнування в квазідисипативних трибосистемах

Мета роботи. Встановлення математичних моделей адаптації матеріалів за умов активації метастабільного структурно-фазового стану квазідисипативних трибосистем. Визначення та обґрунтування чинників для планування активного експерименту за рахунок яких можливе створення математичних моделей стабільних прогнозів щодо підвищення зносостійкості матеріалів.

Методи дослідження. При проведенні дослідів були використані апріорні данні в комплексі з власними науковими розробками математичних моделей залежностей впливу хімічного складу сплавів при ручному і автоматичному електродуговому наплавленні на фізико-механічні властивості поверхневого шару матеріалу, що руйнується в умовах трибосистем. Було вирішено використовувати математичне планування досліджень на основі активного експерименту зі створенням моделей чисельного опису математичного очікування в вигляді рівнянь регресійних залежностей.

Отримані результати. На основі проведених теоретико-практичних наукових досліджень з плануванням пасивного та активного експерименту отримано комплекс відповідних знань, який дозволяє визначити основні критеріальні вимоги чутливості наплавлених сталей і сплавів до адаптації під дією зовнішніх механо-енергетичних впливів та дозволяє математично описати характеристики сплаву і надати чисельну оцінку кореляції параметрів між собою. На основі теорії наукового математичного планування експерименту проведено комплекс відповідних дослідів, який дозволив побудувати просторові графічні моделі.

Наукова новизна. Вперше наведено теоретико-практичні наукові дослідження з відтворенням системного багатofакторного аналізу параметрів математичних моделей та процесів, що приводять до мартенситного ($\gamma \rightarrow \alpha$) перетворення та обумовлює обґрунтування хімічного складу наплавлених матеріалів для підвищення здатності до опору руйнуванню в умовах квазідисипативних та дисипативних трибосистем.

Практичне значення. Отримані результати наведених досліджень дозволяють в рамках технічної і технологічної точності, що необхідна в рамках практичних інженерних прогнозів, визначити фізико-механічні властивості зносостійких наплавлених сплавів в умовах квазідисипативних та дисипативних трибосистем.

Ключові слова: зносостійкість, сплав, наплавлений метал, математична модель, прогнозування, рівняння регресії, мартенсит, аустеніт, ($\gamma \rightarrow \alpha$) перетворення, твердість.

Попов С. Н., Шумикин С. А., Лаптева А. Н. Математическое моделирование наплавленных слоев при адаптации материалов к разрушению в квазидиссипативных трибосистемах

Цель работы. Установление математических моделей адаптации материалов в условиях активации метастабильного структурно-фазового состояния квазидиссипативных трибосистем. Определение и обоснование факторов для планирования активного эксперимента за счет которых возможно создание математических моделей стабильных прогнозов по повышению износостойкости материалов.

Методы исследования. При проведении опытов были использованы априорные данные в комплексе с собственными научными разработками математических моделей зависимостей влияния химического состава сплавов при ручной и автоматической электродуговой наплавке на физико-механические свойства поверхностного слоя материала, который разрушается в условиях трибосистем. Было решено использовать математическое планирование исследований на основе активного эксперимента с созданием моделей численного описания математического ожидания в виде уравнений регрессионных зависимостей.

Полученные результаты. На основе проведенных теоретико-практических научных исследований с планированием пассивного и активного эксперимента получено комплекс соответствующих знаний, который позволяет определить основные критериальные требования чувствительности наплавленных сталей и сплавов к адаптации под действием внешних механо-энергетических воздействий и позволяет математически описать характеристики сплава и предоставить численную оценку корреляции параметров между собой. На основе теории научного математического планирования эксперимента проведен комплекс соответствующих опытов, который позволил построить пространственные графические модели.

Научная новизна. Впервые приведены теоретико-практические научные исследования с воспроизведением системного многофакторного анализа параметров математических моделей и процессов, приводящих к мартенситному ($\gamma \rightarrow \alpha$) преобразованию и обуславливают обоснование химического состава наплавленных материалов для повышения сопротивляемости разрушению в условиях квазидиссипативных и диссипативных трибосистем.

Практическое значение. Полученные результаты приведенных исследований позволяют в рамках технической и технологической точности, которая необходима в рамках практических инженерных прогнозов, определить физико-механические свойства износостойких наплавленных сплавов в условиях квазидиссипативных и диссипативных трибосистем.

Ключевые слова: износостойкость, сплав, наплавленный металл, математическая модель, прогнозирование, уравнение регрессии, мартенсит, аустенит, ($\gamma \rightarrow \alpha$) преобразования, твердость.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ТЕРМОДИНАМІЧНІ АСПЕКТИ ПРОТИЛЕЖНОГО ВПЛИВУ Mn I Ni НА МАГНІТНИЙ СТАН АУСТЕНІТУ

Нікель і марганець є основними аустенітоутворюючими елементами в аустенітних сталях. Різний вплив зазначених елементів на магнітний стан нікелевого (хромонікелеві сталі) і марганцевого (високомарганцеві сталі) аустеніту можливо пояснити з точки зору магнетизму, а саме, оскільки нікель є феромагнетиком, а марганець – антиферомагнетиком. Атомно-магнітний стан аустеніту визначається питомою парамагнітною сприйнятливістю χ_0 . Графіки, що наведені на рис. 1 показують, що парамагнітна сприйнятливість аустеніту при додаванні у сталь з певною металевою матрицею нікелю (сталі X17H(12...16)) або марганцю (сталі 110Г(8...13)Л) змінюється протилежним чином: в хромонікелевих сталях цей показник збільшується, а в високомарганцевих – зменшується [1]. Це свідчить про те, що енергетика загартованого аустеніту обов'язково повинна змінюватися у напрямку зменшення термодинамічного потенціалу певного виду.

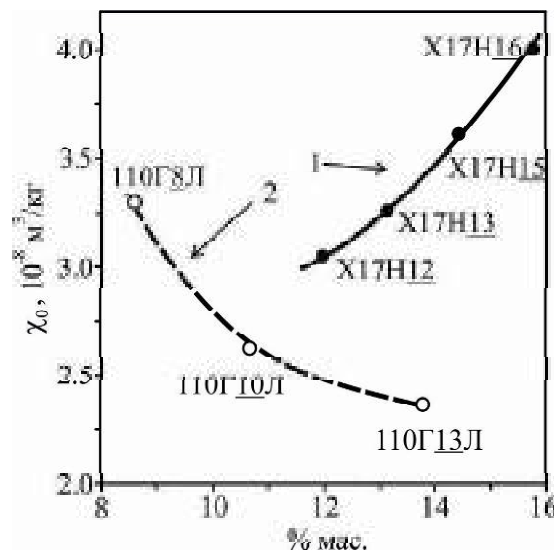


Рис. 1. Вплив вмісту нікелю (крива 1) на зміну атомно-магнітного стану нікелевого аустеніту і вмісту марганцю (крива 2) на зміну атомно-магнітного стану (параметр χ_0) марганцевого аустеніту

Спробуємо пояснити поведінку магнітної сприйнятливості χ з позицій статистичної термодинаміки. Оскільки ми маємо справу з аустенітним колоїдним розчином (кластерний тип [2]), то повинна існувати залежність термодинамічного потенціалу від конфігураційної ентропії (S) та зовнішніх факторів (у нашому випадку – магнітної напруги H):

$$dG^* = dE(S, H) = TdS + MdH, \quad (1)$$

Знак плюс у другому члені рівності (1) пов'язаний з тим, що у цьому випадку з боку зовнішнього фактора здійснюється протидія стану аустеніту (процес намагнічування).

При додаванні у металеву систему (аустеніт) легувальних елементів (Ni або Mn) у відповідності з принципом зворотного від'ємного зв'язку згаданий потенціал повинен зменшуватися.

Якщо привести цей потенціал G^* до відповідного інтегралу магнітної взаємодії, то при зростанні або зменшенні ентропії буде змінюватись у певному напрямку і магнітна сприйнятливість χ . Тобто при зміні лівої та правої частини наведеної рівності (за принципом Лежандра) на величину диференціалу $-d(M \cdot H)$ матимемо таке співвідношення (з урахуванням того, що $M = \chi \cdot H$):

$$0 > dG^* = d(E - HM) = TdS - H^2 d\chi, \quad (2)$$

Тепер розглянемо два варіанти цієї нерівності при зміні хімічного складу сплавів стосовно Ni чи Mn:

a) $dS > 0$ і $d\chi > 0$, при цьому

$$|-H^2 \Delta\chi| > TdS ;$$

б) $dS < 0$ і $d\chi < 0$, при цьому

$$H^2 \Delta\chi < |TdS|.$$

Ці нерівності можуть бути пояснені певними змінами в структурі аустеніта внаслідок зміни намагніченості.

Отже збільшення c для хромонікелевих сталей можна пояснити тим, що кількість і розподіл кластерів феромагнітного типу поступово збільшується зі збільшенням нікелю. При цьому аустеніт перетворюється у колоїдний розчин з максимальною ентропією.

Для високомарганцевих сталей зменшення ентропії пов'язано зі зменшенням карбідів феромагнітного типу $(Fe, Mn)_3C$ або $(Mn, Fe)_3C$ (при їх розчиненні в аустеніті), але при цьому завдяки зменшенню парціального хімічного потенціалу вуглецю у присутності марганцю відбувається утворення потужних антиферомагнітних кластерів (за участю вуглецю), що потребує зменшення магнітної сприйнятливості.

Список літератури

1. Ol'shanetskii V. E. Structural and magnetic stability of austenite in chromium-nickel and manganese steels with cold deformation / V. E. Ol'shanetskii, G. V. Snezhnoi, V. N. Sazhnev // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58. – № 5. – P. 311–317.
2. Ольшанецкий В. Ю. О магнитном упорядочивании кластерных зон в аустенитных сталях при изменении их состава или деформационном воздействии / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2019. – № 2. – С. 100–101.

Одержано 14.12.2020

Д-р техн. наук Г. В. Сніжної, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецкий

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Snizhnoi G., Ol'shanetskii V. Thermodynamic aspects of the opposite effect of Mn and Ni on the magnetic state of austenite

СМС-КОМПОЗИТИ: ХАРАКТЕРИСТИКИ, СУЧАСНИЙ СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ ВИРОБНИЦТВА, ЗАСТОСУВАННЯ

Основними напрямками в покращенні експлуатаційних характеристик авіаційних двигунів є підвищення температури робочого циклу та зниження маси конструкції. На сьогодні у світі проводиться активний пошук нових високо-температурних композиційних матеріалів і технологій виготовлення з них деталей [1]. Новий клас перспективних високотемпературних композиційних матеріалів (КМ) – керамоматричні композиційні матеріали (СМС-композити). На сьогодні створені основи синтезу і технології поєднання складноутворювальних, керамічних, склокерамічних, склокристалічних матриць з вуглецевими джгутами, тканинами, ниткоподібними кристалами та волокнами карбіду кременію, діоксиду кременію, оксиду алюмінію та іншими армувальними компонентами [2].

Питома вага надлегких СМС-композитів складає лише третину питомої ваги металевих сплавів, що дозволяє при їх використанні суттєво підвищити експлуатаційні характеристики двигунів, довговічність і паливну економічність. СМС-композити, окрім високих міцності, тріщиностійкості, хімічної інертності та корозійної стійкості, характеризуються набагато більш значною теплостійкістю, ніж металеві сплави, тому потребують подання меншої кількості повітря для охолодження гарячої частини двигуна. За рахунок використання зменшеної кількості повітря у газоповітряному тракті при робочому циклі підвищується коефіцієнт корисної дії (ККД) двигуна. Прогнозується, що потреба в СМС-композитах протягом наступного десятиріччя збільшиться мінімум у 10 разів.

Наступним кроком у виробництві перспективних літаків стає перехід на виготовлення 100 % композитного силового набору фюзеляжу. Застосування як матриць смол з більш високою гнучкістю, прогнозовано забезпечить поліпшення поглинання ударних навантажень.

Основні види та характеристики СМС-композитів

Широкий діапазон властивостей матеріалів можна забезпечити при використанні вуглецевих волокон для армування скла та зміни концентраційного сполучення волокно-скло. Властивості деяких матеріалів, що отримано за кордоном, на основі безперервних вуглецевих волокон і скломатриць з робочою температурою 600...800 °С наведені у таблиці 1.

Головною перевагою склокристалічної матриці є зменшена ймовірність зниження міцності вуглецевих волокон внаслідок окислення, за рахунок того, що формування заготовки проводять при відносно низьких температурах. Термооброблення забезпечує протікання спрямованої кристалізації у скломатриці, що суттєво підвищує опір деформації матеріалу під навантаженням зі збільшенням робочих температур.

Таблиця 1 – Властивості композиційних матеріалів на основі боросилікатного скла типу DURAN і вуглецевих волокон [2]

Армувальний наповнювач	Властивості армувального наповнювача			Властивості композиційного матеріалу	
	σ_b згину, МПа	E, ГПа	Густина γ , г/см ³	σ_b згину, МПа	E, ГПа
T300	3530	230	1,76	684	137
T1000	7060	294	1,82	1249	161
M40J	4410	377	1,77	1173	180
M50J	3920	540	1,93	1434	272
M60J	3920	588	1,94	1647	278

Матеріали на основі склокерамічних матриць, що армовані волокнами SiC, за даними закордонних джерел, здатні працювати при робочих температурах до 1250 °С (табл. 2).

Таблиця 2 – Властивості композиційних матеріалів на основі склокерамічних матриць і волокон карбіду кремнію [2]

Армувальний наповнювач	Матриця	Властивості армувального наповнювача			Властивості композиційного матеріалу	
		σ_b згину, МПа	E, ГПа	Густина γ , г/см ³	σ_b згину, МПа	E, ГПа
Nicolon	LAS	2800	200	2,55	800	-
	CAS	2800	200	2,55	870	130
	SAS	2800	200	2,55	1000	-
Hi-Nicolon	BAS	2800	269	2,74	900	160

СМС-композити армовані волокнами вуглецю, карбіду кремнію та Al₂O₃ при кімнатній температурі мають показники міцності на рівні 100...400 МПа і 100...250 МПа відповідно при температурах 1400...1500 °С. Ударна в'язкість таких композитів сягає КСТ = 20...30 кДж/м².

Пріоритетним напрямом підвищення властивостей СМС-композитів є забезпечення захисту керамічною матрицею армувальних волокон від окислення. На сьогодні над цим активно працюють при підтримці держави у Японії (фірми Ube Industry, Nippon Carbon) та США (фірми Dow Corning, Kaiser). Дані розробки базуються на використанні елементоорганічних полімерів, які при відносно невисоких температурах і тисках здатні переходити із органіки у неорганіку, що дозволяє отримати керамічну матрицю заданого складу (табл. 3). Для досягнення цієї мети використовують полімерні зв'язувальні речовини типу полікарбосиланів, полісілазанів. В результаті піролізу в інертному середовищі утворюються керамічні залишки та суміші SiC, Si₃N₄, які заповнюють міжволоконний простір у якості матриці. Головним недоліком технології є: подолання усадкових явищ та надмірної взаємодії на кордоні розділу матриця-волокно; необхідність проведення багатократних додаткових рідкофазових і газофазових просочувань з повторенням процесу піролізу.

Відомо, що СМС-композити типу SiC-SiC та C-SiC характеризуються високою стійкістю до окислення. Випробування при температурах 1500 °С впродовж 500 годин не виявило втрат маси зразків. Залежно від складу матеріалів та їх структури, в окислювальному середовищі починаючи з 800 °С спостерігалось збільшення маси зразків за рахунок утворення фази SiO₂ на поверхні SiC. З підвищенням температури процес проходив більш інтенсивно, що призводило до самозаліковування дефектів (шпарин, тріщин) композиційного матеріалу [2].

Зараз активно проводяться пошукові роботи по розробці ефективних технологій керування процесами самолікування СМС-композитів. Одним із напрямків є введення до складу КМ тонкодисперсних капсул, які при температурах ~ 1400 °С плавляться і випаровуються, після чого парова фаза кремнію заповнює порожнини та осаджується на дефектах матеріалу, що були на початку та накопичилися в процесі експлуатації. Такі підходи забезпечують заліковування дефектів, підвищення тріщиностійкості, додатковий захист від окислення при високих температурах.

Таблиця 3 – Властивості СМС-композитів на основі полімерних керамоутворювальних матриць [2]

Держава	Армувальний наповнювач	Властивості КМ		
		σ_b згину, МПа	$T_{роб.}$, °С	Густина γ , г/см ³
Франція	-	400	1400	-
Японія	Волокна SiC (Nicolon)	110	до 1000	1,9
	Тканина SiC (Tiranno)	350	1200	1,8
США	Волокна: C (Celion), SiC (Nicolon), алюмоборосилікатні (Nextel-312)	70...100	-	1,3...1,5
	Тканина SiC (Nicolon)	220	до 900	1,96

Сучасний стан та перспективи виробництва

Хімічний гігант Solvay (головний офіс знаходиться у Бельгії) в даний час є лідером у поставці легких матеріалів для аерокосмічної галузі та постійно розширює потужності з виробництва композиційних матеріалів. В рамках даної програми, Solvay вводить до строю нову чергу з виробництва смол і запускає удосконалений виробничий комплекс в м. Естринген (Німеччина). На цьому підприємстві компанія Solvay планує випускати унікальні просочувальні смоли (infusion resins), а також смоли для армування композиційних матеріалів. Об'єм інвестицій в проєкт в м. Естринген склав приблизно 50 млн. євро. Також Solvay випускає смоли для просочування (процесу інфузії) в м. Анахейм (Anaheim, штат Каліфорнія, США) та в м. Рексем (Wrexham, Великобританія) [3, 4].

Постачальник вуглецевого волокна Hexcel Composites готується до прогнозованого зростання попиту на композити з урахуванням прискорення темпів виробництва в рамках реалізації програм, що існують та діють, а також збільшення кількості деталей з композитів у перспективних комерційних авіалайнерах [5].

Новий виробничо-технологічний центр компанії Hexcel в м. Касабланці (вільна економічна зона Midparc, Марокко) планує виготовлення із сотових матеріалів HexWeb деталей спеціального призначення для підвищення міцності конструкцій та зниження ваги у виробках аерокосмічного призначення: конструкціях планерів літальних апаратів, мотогондолох і лопатях несучого гвинта гелікоптерів [6].

Hexcel постачає попередньо просочені тканини з вуглецевого волокна для виробництва мотогондол турбогвинтових двигунів для літака A350 XWB і двигуна CFM Leap. Відповідно до програми A350 XWB, постачальники AIRBUS виготовляють 90 % силового набору фюзеляжу та усі стрингери з вуглецевого волокна виробництва Hexcel.

Hexcel ставить перед собою мету будівництва до 2030 року вузькофюзеляжного літака у якому доля використання композиційних матеріалів досягне 70...75 % від загальної ваги літака, що перевищить долю композитів у конструкції новітнього авіалайнера A350 (53%). Загальна доля композитних деталей в конструкції A380 на сьогодні становить 23 %.

Компанія General Electric (GE) Aviation зробила велику ставку на СМС-композити, як матеріали з низькою питомою вагою та високою температурною стійкістю [5]. Компанія GE Aviation інвестує більш ніж \$200 млн. у будівництво двох фабрик на площі 100 акрів у м. Ханствіль (штат Алабама, США). Фабрики призначені для масового виробництва матеріалів на основі карбїду кремнію (SiC), які використовують для виготовлення деталей з композитів із керамічною матрицею (СМС_к) для реактивних двигунів і наземних газових турбін енергогенерувальних установок [7]. Дві фабрики GE Aviation, що будуються, задіяні в окремих операціях технологічного процесу – виробництві SiC-керамічних волокон та виготовленні керамічної стрічки із SiC. Фабрика з виготовлення керамічних волокон фінансується дослідницьким центром ВПС США в обсязі \$21,9 млн. Температурна стійкість SiC керамічного волокна сягає 2400 °F [7]. Використання легковагових теплостійких композитів з керамічною матрицею у гарячій частині реактивних двигунів виробництва GE Aviation є проривом в індустрії реактивного руху. СМС-композити складаються з SiC-керамічних волокон в матриці, властивості яких підвищують шляхом нанесення патентованих покриттів [7].

Rolls-Royce офіційно відкрила (27.10.2016 р.) новий центр з досліджень високотемпературних композитів в Cypress (на південь від Лос-Анжелесу, США). В центрі вже виготовляють перші дослідні листи СМС-композиту з SiC-матрицею, що зміцнена волокном із карбїду кремнію (SiC/SiC). Даний матеріал складає основу деталей наступного покоління, які будуть демонструватися у складі технологій Rolls-Royce. Rolls-Royce планує використання СМС-композитів у проставках статора турбіни та соплових лопатках. У перспективі планується розширення номенклатури деталей з поступовим ускладненням умов експлуатації [8].

Протягом багатьох років компанія Israel Aerospace Industries (IAI) забезпечує виконання програм заказів Boeing на постачання складних вузлів літаків Boeing 787 та Boeing 777. IAI має значний досвід у виробництві композиційних матеріалів для широкого спектру авіаційних виробів і технологій:

- удосконалені шаруваті препреги;
- конструкції з монолітним підкріпленням, заповнювачем у вигляді піни (Integrally Stiffened, Foam-core Structures);

- нарізні сотові конструкції (Fulldepth Honeycomb Structures);
- інфузія рідкої смоли (Liquid Resin Infusion (LRI));
- зклеювання металу з металом (Metal-to-metal Bonding) [9].

На сьогодні, єдиним великим виробником керамічного волокна у світі вважається: NGS Advanced Fibers (Японія) – сумісне підприємство Nippon Carbon, General Electric та Safran (Франція).

Застосування СМС-композитів

На сьогодні виробники авіаційних двигунів великої потужності General Electric та Rolls-Royce демонструють історичне зростання об'ємів виробництва на фоні рекордних темпів будівництва широкофюзеляжних авіалайнерів.

Компанії Boeing та General Electric готують до випробувань найбільший у світі турбовентиляторний двигун GE9X для широкофюзеляжного літака Boeing 777X. В цьому двигуні облицьовувальний матеріал камери згоряння та секторів статору I ступені турбіни високого тиску (ТВТ), а також лопатки соплових апаратів I і II ступенів ТВТ виготовлені з композитів з керамічною матрицею [10]. На сьогодні розміщено заказів на більш ніж 700 двигунів GE9X, початок комерційної експлуатації заплановано на 2020 рік [7]. Застосування СМС-композитів у гарячій частині двигуна продиктовано необхідністю знизити витрати палива, покращити співвідношення «потужність-маса» та скоротити експлуатаційні витрати.

На виробничих потужностях General Electric Aviation в м. Ешвіль (штат Північна Кароліна, США) виготовляються бандажні проставки із СМС-композиту для турбіни високого тиску двигуна LEAP. В м. Гринвіль (штат Південна Кароліна, США) виготовляють деталі із СМС-композитів, що призначені для заміни суперсплавів в газових турбінах великої потужності.

Кожен двигун LEAP нараховує 18 бандажних проставок турбіни з СМС-композиту, які відносяться до статорних деталей ТВТ. Авіадвигун LEAP встановлюють на пасажирські літаки Airbus A319neo, A320neo та A321neo. На сьогодні він відрізняється використанням найбільш прогресивних технологій:

- композитні лопатки та корпус вентилятора з вуглецевого волокна з тривимірним плетінням;
- сектори бандажу статора ТВТ із композитів з керамічною матрицею;
- робочі лопатки турбін низького тиску (ТНТ) із алюмініду титану;
- унікальна система попередження попадання в газоповітряний тракт сторонніх предметів;
- малоємісійна камера згоряння NAPS з форсунками для палива, які виготовлені методом адитивного виробництва.

Компанія Rolls-Royce. На сьогодні Rolls-Royce активно проводить випробування з метою демонстрації прогресивних технологій у Великобританії, Німеччині та США. Головна концепція Rolls-Royce, у питанні суттєвого підвищення експлуатаційних характеристик авіадвигунів, полягає у зниженні витрат палива та маси деталей у порівнянні з металевими деталями. Ставка робиться на широке використання СМС-композитів, що забезпечує:

- зниження витрат палива у авіадвигунах наступного покоління;
- зниження витрат повітря на охолодження у робочих циклах і маси деталей серійних двигунів;
- можливість переходу до двигунів з більш удосконаленим робочим циклом.

У 2013 році у рамках програми Великобританії Environmental Friendly (EFE) з успіхом закінчено всі термомеханічні атестаційні випробування ущільнювальних секторів статору турбіни високого тиску із SiC/SiC СМС-композиту.

Особлива увага приділяється легковажній системі низького тиску. У рамках програми Advanced Low Pressure System в 2016 році закінчено випробування вентилятора системи «С-композит + Ti». Випробування з метою оцінювання проводять на двигуні Trent 1000.

В двигуні Advance 3 для забезпечення низького рівня викиду шкідливих речовин при згорянні палива впроваджені ущільнювальні сектори статору ТВТ I ступені із композиту з керамічною матрицею та соплові лопатки I ступені ТВД, що виготовлені за Cast-Bond технологіями.

В рамках програми Joint Strike Fighter (Єдиний Ударний Винищувач) є включення до конструкції головних підшипників гібридного підходу, за яким роликові елементи виготовляють керамічними. Необхідність застосування таких підшипників у перспективних конструкціях двигунів обумовлена вирішенням проблеми опору високим навантаженням, які діють всередині газогенераторів [11].

Для підвищення температурного ККД деталі вентилятора двигуна Trent 7000 з 2020-х років планується виготовляти з більш коштовних композитів на керамічній основі, що дозволить підвищити робочі температури [12].

Компанія Pratt & Whitney. Двигуни постійного циклу, що експлуатуються на сьогодні, оптимізовані на досягнення або максимальної потужності, або економії палива.

В рамках програми Adaptive Engine Technology Development (AETD) виконано пуски двигуна F414, у якого ряд деталей виготовлені із СМС-композитів. До них відносяться:

- робочі лопатки II ступені турбіни низького тиску (ТНТ);
- удосконалений теплообмінник;
- статорна частина вентилятора;
- створи та ущільнення з оксид-оксидного композиційного матеріалу з керамічною матрицею [5].

Список літератури

1. Авиационные материалы и технологии : настоящее и будущее. – Изд. комплекс АО «Мотор Сич», 2015. – № 2(1). – 146 с.
2. www.viam.ru/public.
3. www.cytec.com/company/news/.
4. www.plasticsnewseurope.com/.
5. www.ainonline.com/.
6. www.hexcel.com/news//
7. www.geaviation.com.
8. www.envirotrec.ca/rolls-royce-gearbox-and-ceramics-word-aim-at-next-gen-engines/.
9. www.iai.co.il/.
10. AW&ST (23.05-05.06.2016r).
11. www.aviationweek.com/.
12. www.airbus.com.

Одержано 18.12.2020

© Д-р техн. наук Мітяєв О. А.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Mityaev O.

SMS-composites: characteristics, current state and prospects of production, application

РОЛЬ ФІЗИКИ У ФАХОВІЙ ПІДГОТОВЦІ МАЙБУТНІХ ІНЖЕНЕРІВ

Вступ. Згідно законодавчої бази України [8, 11] дисципліна «фізика» один із компонентів цілісної системи підготовки інженерно-технічних фахівців. Сучасні реалії підготовки майбутніх інженерів вимагають певних змін в реалізації освітнього процесу, оновленні дидактичної моделі фізики. В умовах освітнього процесу, зокрема, фізики необхідно сприяти формуванню «здатності майбутніх інженерів застосовувати фундаментальні наукові факти, концепції, теорії, принципи для розв'язування професійних задач і практичних проблем металургії, галузевого машинобудування» [11] тощо. В умовах сьогодення посилюється увага щодо створення НМК з фізики, який би був адаптований для підготовки майбутніх інженерів і, зокрема, для галузі знань 13 «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти, що визначає актуальність дослідження в цьому напрямку.

Мета дослідження. Розглянемо роль фізики для фахової підготовки майбутніх інженерів для галузі знань 13 «Механічна інженерія» для першого (бакалаврського) рівня вищої освіти.

Методи дослідження. Згідно поставленої мети використано *загальнонаукові методи*: теоретичного пошуку щодо аналізу психологічної, методичної літератури за темою статті, аналізу нормативно-правової документації в сфері освіти, системно-структурні щодо порівняння, узагальнення теоретико-прикладних аспектів відповідно даної теми; *емпіричні методи*: аналіз освітньої діяльності майбутніх інженерів.

Виклад основного матеріалу дослідження. Ні в кого не виникає сумнівів у тому, що курс фізики є фундаментом для усвідомлення фахових дисциплін майбутніми інженерами і має бути орієнтованим на їхню майбутню професію. А це спонукає викладачів фізики змінювати дидактичні підходи щодо реалізації освітнього процесу та здійснювати його на якісно новому рівні, на засадах компетентнісного підходу. Акцентуємо увагу на тому, що на всіх видах навчальних занять, а саме: лекціях, лабораторних, практичних, індивідуальних заняттях, консультаціях, а також під час виконання завдань самостійної роботи доречно розглядати фізичні знання в контексті майбутньої професійної діяльності.

Мета освітньої діяльності викладачами фізики завжди і, зокрема, сьогодні визначається згідно нормативних документів про освіту. В стандарті вищої освіти одним із результатів навчання майбутніх інженерів є «знання і розуміння фундаментальних наук, що лежать в основі відповідної галузі знань» [11].

У зв'язку з урахуванням реалій сьогодення діяльність викладача фізики підпорядковується досягненню результату освітньої діяльності студента щодо підготовки висококваліфікованого фахівця [1].

З метою реалізації даної вимоги під час розробки робочої програми викладач фізики продумує приклади інтеграції академічних знань з дисципліни «фізика» та фахових знань, наприклад, зі спеціалізації «прикладне матеріалоз-

навство», «термічна обробка металів», «ливарне виробництво чорних та кольорових металів та сплавів», «обладнання та технології ливарного виробництва» [5].

Формування системних емпіричних, теоретичних знань, практичних умінь та навичок майбутніх інженерів, а також їхньої готовності та здатності щодо застосування фундаментальних ЗУН у фаховій діяльності передбачає принципові зміни до *системи знань, умінь, навичок* майбутніх фахівців. Результати навчання майбутніх інженерів в когнітивній (пізнавальній) сфері необхідно формулювати в аспекті фахової підготовки [1, 9, 10].

Нового сенсу сьогодні набувають *дидактичні принципи освітнього процесу*, наприклад, такі, як принцип фундаментальності, принцип системності, функціональності, узагальненості фізичних знань, принцип варіативності, принцип активізації та самоорганізації понятійно-теоретичної діяльності майбутніх інженерів. Наприклад, принцип варіативності розглядаємо в контексті:

- варіативності розв'язання фізичних задач фахового спрямування [10];
- варіативності виконання лабораторних робіт [4];
- варіативності обробки результату лабораторної роботи графічним та аналітичним методами [6];
- формулювання, зокрема, варіативних правил щодо усвідомлення принципу роботи технічного обладнання, наприклад, визначення напрямку кутового зміщення, моменту сили, кутового прискорення, що важливо для розуміння, зокрема, роботи копра маятникового типу [4].

Принцип системності, функціональності, узагальненості фізичних знань, принцип активізації та самоорганізації понятійно-теоретичної діяльності майбутніх інженерів розглядаємо, наприклад, в контексті виконання завдань до лабораторних робіт, фізичних задач фахового спрямування [1, 4].

Формуванню у майбутніх інженерів внутрішньої мотивації щодо важливості фізичних знань для усвідомлення фахових знань сприяє *метод діалогізації, метод фахової ситуації*. Розв'язання компетентнісно-орієнтованих фізичних задач [2, 3, 9, 10] шляхом впровадження в освітній процес методу фахової ситуації, наприклад, зі змістовного модуля «Кінематика», «Динаміка», «Імпульс» відповідно до певної галузі знань сприяє фаховому спрямуванню освітнього процесу з фізики та розумінню, зокрема, змістовного модуля «Обладнання для виготовлення формувальних та стрижньових сумішей» з теми «Обладнання піскометричних машин».

Самостійна робота фахового спрямування під час виконання практичної частини програми (лабораторних робіт) важливий компонент формування готовності (психологічної, теоретичної, практичної, професійної) у майбутніх інженерів до аналітико-синтетичної діяльності в процесі теоретичної підготовки щодо дослідження технічних об'єктів, наприклад, механізма з фрикційним кінематичним зв'язком [1].

Забезпеченню викладачами фізики формування здатності майбутніх фахівців «застосовувати відповідні кількісні фізичні методи для вирішення, розв'язування інженерних завдань відповідної спеціалізації» сприяє обробка експериментальних даних із застосуванням програмного забезпечення можливостей Microsoft Excel [6].

Важливим елементом фахового спрямування вивчення фізики майбутніми інженерно-технічними кадрами є участь їх у *науково-дослідній діяльності* під керівництвом викладача фізики. Студенти виділяють певні об'єкти технологічних процесів, усвідомлюють застосування в них фізичних знань, прагнуть інтерпретувати в них фізичні знання з фахової точки зору.

Необхідно відмітити також і роль *фізичного гуртка* у допрофільній підготовці старшокласників. В результаті творчої технічної діяльності старшокласники створюють продукт технічної творчості на базі НУ «Запорізька політехніка», ЦНТТМ «Політ», «Грані». Науково-дослідні роботи майбутніх інженерів займають призові місця III, IV етапів Всеукраїнського конкурсу МАН в секції «Матеріалознавство», «Технологічні процеси та перспективні технології» [7]. Результати науково-дослідних робіт можна також запропонувати і студентам для лабораторних досліджень.

Важливим компонентом дидактичного середовища дисципліни «фізики» є також і впровадження власних технічних досліджень викладача до освітнього процесу підготовки майбутніх фахівців, розвитку їхніх фахових компетентностей.

Висновки

Були розглянуті вимоги щодо:

а) фахової підготовки майбутніх інженерів згідно законодавчої бази України (Закону України «Про вищу освіту», **Стандарту вищої освіти України** для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія, методичних рекомендацій щодо розроблення стандартів вищої освіти);

б) дидактичні підходи щодо реалізації освітнього процесу на засадах компетентнісного підходу.

Були отримані наступні результати. У статті розглянута ідея щодо

- сучасних існуючих можливостей фахового спрямування освітнього процесу в умовах обраного напрямку підготовки майбутніх інженерів;

- звертається увага на необхідності оновлення дидактичної моделі дисципліни «фізики» в умовах спеціально створеного дидактичного середовища таким чином, щоб фізичні знання стали фундаментом для майбутніх фахівців відповідної галузі знань.

Список літератури

1. Гуляєва Л. В. Самостійна робота майбутніх інженерів / Л. В. Гуляєва, Т. В. Гуляєва // Наукові записки Бердянського державного педагогічного університету. Серія : Педагогічні науки Серія : Педагогічні науки. – Вип. 3. – Бердянськ : БДПУ, 2019. – С. 246–255.
2. Гуляєва Л. В. Компетентнісно-орієнтовані фізичні завдання з фізики в старшій школі: теоретичний аспект / Л. В. Гуляєва, Т. В. Гуляєва // Наукові записки. – Вип. 9. – Серія : Проблеми методики фізико-математичної і технологічної освіти. Частина 1. – Кіровоград : РВВ КДПУ ім. В. Винниченка, 2016 – С. 87–95.
3. Гуляєва Л. В. Компетентнісно-орієнтовані фізичні задачі з фізики для підготовки майбутніх інженерів: практичний аспект / Л. В. Гуляєва // Наукові записки. Серія: Проблеми методики фізико-математичної і технологічної освіти / Головний редактор Величко С. П. – Вип. 13. – Кропивницький : РВВ ЦДПУ ім. В. Винниченка, 2020 – С. 57–63.
4. Гуляєва Л. В. Самостійна робота студентів під час виконання лабораторних робіт: практичний аспект / Л. В. Гуляєва // Наукові записки. Ред. кол.: В. Ф. Черкасов, В. В. Радул, Н. С. Савченко та ін. – Вип. 179. – Серія : Педагогічні науки. – Кропивницький: РВВ ЦДПУ ім. В. Винниченка, 2019. – С. 110–116.
5. Гуляєва Л. В. Дидактичні аспекти фізико-технічної підготовки майбутніх інженерів у технічному університеті / Л. В. Гуляєва // Збірник наукових праць Кам'янець-Подільського університету. Серія : Педагогічна : Кам'янець-Подільський : Кам'янець-Подільський державний університет, 2016. – С. 30–32.
6. Гуляєва Л. В. Вдосконалення методики обробки експериментальних даних лабораторного практикуму: практичний аспект / Л. В. Гуляєва // Наукові записки / Ред. кол. : В. Ф. Черкасов, В. В. Радул, Н. С. Савченко та ін. – Вип. 188. – Серія : Педагогічні науки. – Кропивницький : РВВ ЦДПУ ім. В. Винниченка, 2020. – С. 69–72.
7. Гуляєва Л. В. Створення продукту технічної творчості майбутніми інженерами: практичний аспект / Гуляєва Л. В., Татарчук Т. В. – Education in the post-coronavirus world: the place of information and innovative technologies: Series of monographs Faculty of Architecture, Civil Engineering and Applied Arts Katowice School of Technology Monograph 41. – Міжнародна наукова конференція «Роль інформації та технологій в побудові посткоронавірусного світу», 28–29 вересня 2020 р. Катовіце, Польща. – Publishing House of Katowice School of Technology, 2020. – С. 280–299. http://www.wydawnictwo.wst.pl/oferta_wydawnicza_oraz_zakup_publicacji/wydawnictwa/education_in_the_post-coronavirus_world_the_place_of_information_and_innovative_technologies/79
8. Закон України «Про вищу освіту». – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – URL: [https:// zakon.rada.gov.ua/go/1556-18](https://zakon.rada.gov.ua/go/1556-18)
9. Ольшанецький В. Ю. Фахове сплямування навчання з фізики майбутніх інженерів / В. Ю. Ольшанецький, Л. В. Гуляєва, 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-67, 2020. – Dnipro, 2020. – Р. 2. – С. 485–490.
10. Ольшанецький В.Ю. Розвиток критичності мислення майбутніх інженерів / В. Ю. Ольшанецький, Л. В. Гуляєва, Д. В. Рудницький // Global science and education in the modern realities '2020: conference proceedings. – Seattle : KindleDP, 2020. – С. 363–367.
11. Стандарт вищої освіти України для першого (бакалаврського) рівня галузі знань 13 – Механічна інженерія, спеціальності 136 – Металургія. Затверджений наказом Міністерства освіти і науки України від 04.10.2018 р. № 1072 – [Електронний ресурс] – Режим доступу. – <https://mon.gov.ua/storage/app/media/vishcha-osvita/zatverdzeni%20standarty/12/21/136-metalurgiya-bakalavr.pdf>

Одержано 28.12.2020

© Канд. пед. наук Гуляєва Л. В., канд. техн. наук Татарчук Т. В.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

Gulyaeva L., Tatarchuk T.

Role of physics in the professional training of future engineers

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2020**

Науковий журнал

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 09.03.2021. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 11,5
Тираж 300 прим. Зам. № 146

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 6952 від 22.10.2019