

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

№ 2'2019

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Національний університет «Запорізька політехніка»

Запоріжжя
2019

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1328 від 21.12.2015 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 15 грудня 2015 року» журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» (скорочена назва – НМТ), який видається з 1997 року, **включений до переліку наукових фахових видань України**, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата та технічних наук.

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

Статті, що публікуються в журналі, реферуються в базах даних та РЖ ВІНІТІ (Росія) і «Джерело» (Україна).

Журнал НМТ міститься у міжнародних базах наукових видань Index Copernicus (<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), CrossRef, електронна копія журналу розміщена на сайті Національної бібліотеки України імені В. І. Вернадського НАН України у розділі «Наукова періодика України» за адресою: <http://nbuv.gov.ua/portal/>.

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

Науковий журнал друкує оригінальні та оглядові статті науковців ВНЗ і установ України та інших країн відповідно до рубрик – теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор: д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков (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. Бєліков, 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 Львовену, 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 Запорізького національного технічного університету, протокол № 4 від 25 листопада 2019 року.

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

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

Коректори: Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

© Національний університет «Запорізька політехніка», 2019

Приказом Министерства образования и науки Украины № 1328 от 21.12.2015 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 15 декабря 2015 года» журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении» (сокращенное название - НМТ), который издается с 1997 года, включен к перечень научных профессиональных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора и кандидата технических наук.

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

Статьи, которые публикуются в журнале, реферируются в базах данных и РЖ ВИНТИ (Россия) и «Джерело» (Украина).

Журнал НМТ содержится в международных базах научных изданий Index Copernicus

(<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), CrossRef, электронная копия журнала размещена на сайте Национальной библиотеки Украины имени В. И. Вернадского НАН Украины в разделе «Научная периодика Украины» по адресу: <http://nbuv.gov.ua/portal/>.

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, Е. 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. Пожуйев (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 Запорожского национального технического университета, протокол № 4 от 25 ноября 2019 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Корректоры: Н. Н. Кобзарь, Е. С. Бондарчук, И. А. Воронюк

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>Нарівський О.Е., Бєліков С.Б.</i> ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І СТРУКТУРНОЇ ГЕТЕРОГЕННОСТІ СПЛАВУ 06ХН28МДТ НА ЙОГО МЕХАНІЗМИ ПІТІНГУВАННЯ В ОБОРОТНИХ ВОДАХ	6
<i>Грабовський В.Я., Шило Д.О.</i> ЕФЕКТИВНІСТЬ СХОДИНКОВОГО СТАРІННЯ СПЛАВУ З ІНТЕРМЕТАЛІДНО-КАРБІДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ ДЛЯ ІНСТРУМЕНТІВ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МЕТАЛІВ	14
<i>Нетребко В.В.</i> ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВИЛИВКІВ	19
<i>Кондрашова С.Г., Саприкін Є.В., Наумик В.В.</i> ВПЛИВ СКЛАДУ СУМІШІ, ЩО НАСИЧУЄ, НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИФУЗІЙНОГО ТИТАНОВАНОГО ШАРУ НА СІРОМУ ЧАВУНІ	24

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Качан А.Я., Уланов С.А.</i> ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДИСКОВ КОМПРЕССОРОВ ГТД ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ОБРАБОТКОЙ В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ АБРАЗИВА	31
<i>Лебедев В.О., Дубовий О.М., Лой С.А.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОЦІНКА ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАЗМОВИХ УЩІЛЬНЮЮЧИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ВУЗЛІВ ГАЗОТУРБІННИХ УСТАНОВОК	38
<i>Пухальская Г.В., Петрик И.А., Селиверстов А.Г., Николаев Н.И., Степанова Л.П.</i> ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ ШАРИКАМИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ПРИ РЕМОНТЕ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА И КОМПРЕССОРА ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	47
<i>Лебедев В.А., Новиков С.В., Соломийчук Т.Г.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЁРДОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА И МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ (ЗТВ) ПРИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ КОЛЕБАНИЯХ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ	54
<i>Ткаченко С.Н., Ефанов В.С., Сапрыкин Е.В., Ждан В.А., Распорня Д.В.</i> НАНЕСЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ДЕТОНАЦИОННЫМ МЕТОДОМ НА ВНУТРЕННИЙ КОРПУС СОПЛОВОГО АППАРАТА	62

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Глескач В.М.</i> РОЗРАХУНОК ЕНЕРГОЗАОЩАДЖУВАЛЬНИХ ПРЕС-ФОРМ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ З КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ	68
--	----

<i>Попов С.М., Нетребко В.В.</i> СТРУКТУРНО-ЛОГІЧНИЙ СИНТЕЗ ТА МАТЕМАТИЧНА ОПТИМІЗАЦІЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРИ ЗНОШУВАННІ МАТЕРІАЛІВ В УМОВАХ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУР	72
<i>Нізяєв К.Г., Хотюн В.І., Стоянов О.М.</i> ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ІНЖЕКЦІЇ РОЗКИСЛЮВАЧІВ В КІВШ	79
<i>Ершов А.В., Зеленина Е.А.</i> РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ И ПОДЛОЖКИ МЕТОДОМ ВНЕЦЕНТРЕННОГО СЖАТИЯ	85

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Березкин С.В., Грешта В.Л., Леховицер З.В., Ольшанецкий В.Е.</i> УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СЕРИЙНЫХ И ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ ЛАБИРИНТНЫХ УПЛОТНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ТРАКТА ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ	91
<i>Калінін О.В.</i> ОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОСТІЙКОСТІ БАГАТОКОМПОНЕНТНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ, МОДИФІКОВАНОГО НАНОДИСПЕРСНИМИ КОМПОЗИЦІЯМИ	95
<i>Малинов Л.С., Бурова Д.В.</i> МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГСА ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР ПО НОВОМУ СПОСОБУ	97
<i>Ольшанецкий В.Е., Снежной Г.В.</i> О МАГНИТНОМ УПОРЯДОЧИВАНИИ КЛАСТЕРНЫХ ЗОН В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ИХ СОСТАВА ИЛИ ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	100

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 620.193:669.15

Нарівський О. Е., Беліков С. Б.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ І СТРУКТУРНОЇ ГЕТЕРОГЕННОСТІ СПЛАВУ 06ХН28МДТ НА ЙОГО МЕХАНІЗМИ ПІТІНГУВАННЯ В ОБОРОТНИХ ВОДАХ

Мета роботи. Встановити вплив хімічного складу і структури сплаву 06ХН28МДТ на механізми його пітингування в модельних оборотних водах з $pH = 4 \dots 8$ і концентрацією хлоридів 180 мг/л.

Методи дослідження. Рентгеноспектральний аналіз на спектрометрі СРМ-25, металографічний аналіз на оптичному мікроскопі. Корозійні втрати металів у пітингах визначали фотометричним методом. Прямолінійні регресійні залежності між корозійними втратами металів у пітингах ΔCr , ΔNi , ΔFe та параметрами сплаву визначали регресійним аналізом, методом найменших квадратів. Для визначення впливу параметрів сплаву на механізми його пітингування використовували раніше встановлені характерні особливості селективного розчинення металів у пітингах.

Отримані результати. Встановлено, що в модельних оборотних водах з $pH = 4-6,8$ сплав 06ХН28МДТ пітингує з утворенням стабільних, а з $pH = 7$ і концентрацією хлоридів 180 мг/л – метастабільних пітингів. У стабільних пітингах Cr пришивиджує ΔFe із них, а в метастабільних – навпаки. Це зумовлено напрямком твердофазної дифузії атомів Fe з об'єму сплаву до поверхні стабільних пітингів та від поверхні метастабільних в його об'єм. Тому збільшення вмісту Cr в сплаві сприяє росту стабільних пітингів та репасивації метастабільних внаслідок зниження інтенсивності їх підростання. Разом з тим виявлено, що чим менші розміри нітридів титану, в околі яких утворюються пітинги, то нижчі ΔFe у метастабільних та стабільних пітингах. Це зумовлено меншим ступенем дефектності структури аустеніту в околі невеликих за розміром нітридів титану.

Наукова новизна. Cr сприяє росту твердофазної дифузії атомів Fe до поверхні стабільних та від поверхні метастабільних пітингів у об'єм сплаву. Це сприяє репасивації метастабільних та, відповідно, підростанню стабільних пітингів. Збільшення розмірів нітридів титану у сплаві сприяє росту кількості дефектів структури аустеніту в їх околі та підростанню стабільних і метастабільних пітингів.

Постановка завдань. Метою роботи є встановлення впливу хімічного складу і структури сплаву 06ХН28МДТ на механізми його пітингування на підставі, виявлених характерних особливостей селективного розчинення металів у пітингах в модельних оборотних водах з $pH = 4 \dots 8$ і концентрацією хлоридів 180 мг/л.

Практична цінність. Виробникам теплообмінників рекомендовано застосовувати плавки сплаву 06ХН28МДТ з мінімальним вмістом Cr нітридами титану не більше 5 мкм.

Ключові слова: пітингова корозія сплаву 06ХН28МДТ, модельні хлоридовмісні оборотні води, селективне розчинення металів у пітингах, хімічний склад, структура.

Постановка проблеми

Сплав 06ХН28МДТ використовують у виробництві пластинчастих і кожухотрубчастих теплообмінників [1, 2], оскільки він тривкий до міжкристалічної корозії у розчинах сірчаної, фосфорної і хромової кислоти [3, 4]. Однак він може піддаватися пітинговій корозії в оборотних хлоридовмісних водах [1, 2, 3], що сприяє перфорації пластин і теплообмінних трубок теплообмінників. Це призводить до псування технологічного продукту та зупинки виробництва.

Аналіз останніх досліджень

За даними [3], пітинготривкість сплаву 06ХН28МДТ у хлоридовмісних середовищах навіть нижча, ніж у корозійнотривких сталей аустенітного класу. Це зумовлено тим, що в його складі є сірковмісні включення [1]. У працях [5, 6] показано, що метастабільні та стабільні пітинги зароджуються переважно в околі включень. До того ж, у праці [6] встановлено, що корозійне руйнування металів у пітингах має селективний характер. Характерні особливості селективного розчинення металів

у пітінгах на поверхні сталей AISI 304 і AISI 321 визначено в публікаціях [7–10]. Ці результати узгоджуються з даними про анодне селективне розчинення металів і сплавів, які піддавалися загальній корозії [11–26], але вони також мають характерні для локальних процесів особливості притаманні метастабільним і стабільним пітінгам. Пітінготривкість сплаву 06ХН28МДТ в модельних оборотних водах досліджено в працях [27–31]. У них встановлено залежності між критерієм пітінготривкості сплаву та його хімічним складом і структурою. Лише в праці [32] на підставі наукової інформації [7–31] встановлювали особливості селективного розчинення металів у пітінгах на поверхні сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах з рН = 4...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л. Однак на практиці часто використовують оборотні води з низьким вмістом хлоридів до 180 мг/л.

Матеріали та методика досліджень

Досліджено п'ять плавок сплаву 06ХН28МДТ. Хімічний склад і структурну гетерогенність визначили раніше [1, 3, 29, 30]. Зразки дослідного сплаву витримували в хлоридовмісних розчинах з рН = 4...8 та концентрацією хлоридів 180 мг/л при температурі 343 К упродовж 240 годин. При цьому в розчинах з рН = 4–6,8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л на поверхні сплаву утворювалися стабільні, а з рН = 7 – метастабільні пітінги [32].

Прямолінійні регресійні залежності між корозійними втратами ΔCr , ΔNi та ΔFe сплаву із пітінгів та його хімічним складом і складовими структурами встановлювали в працях [27, 28, 31], застосовуючи кореляційний та регресійний аналіз результатів дослідження. Напрямок впливу хімічного складу і структури сплаву на його корозійні втрати із пітінгів Cr, Ni та Fe наведено в табл. 1–3.

Таблиця 1 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сплаву 06ХН28МДТ на його ΔFe у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 180 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C		↑			
Mn	↓				↑
Si					↑
Cr	↑			↓	
Ni	↓				
Mo		↓			
V_n			↑	↑	↑
L_n			↓	↓	↓
$V_{ок}$	↑	↓			↑
$L_{ок}$	↓				
d_3		↑			
P					

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Mn, Ni, середньої відстані між оксисульфідами титану та зменшенням вмісту Cr і об'єму оксисульфідів титану (табл. 1).

Отже, Mn і Ni сприяють збагаченню, а Cr – збідненню поверхні стабільних пітінгів Fe. Разом з тим, що більший об'єм дрібних оксисульфідів титану, то більша довжина їх меж з аустенітною матрицею, де активується іонізація атомів Fe. При цьому слід зазначити, що зі збільшенням середньої відстані між оксисульфідами титану зменшується їх кількість у сплаві та знижується довжина їх меж з аустенітною матрицею, що сприяє зниженню ΔFe сплаву із пітінгів.

У модельній оборотній воді з рН = 4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Si, середньої відстані між оксисульфідами титану та зменшенням вмісту Mo (табл. 2).

Отже, Si сприяє збагаченню, а Mo – збідненню поверхні стабільних пітінгів Ni.

Водночас вплив оксисульфідів титану на ΔNi сплаву із пітінгів не пов'язаний з дифузією атомів Ni в околі цих включень, тому що ΔNi знижуються зі збільшенням середньої відстані між оксисульфідами титану. Це зумовлено тим, що зі збільшенням середньої відстані між оксисульфідами титану вони зростають, але зменшується довжина їх меж з аустенітною матрицею, де активується іонізація атомів Ni у пітінгах.

Таблиця 2 – Схема впливу хімічного складу і складових структури сплаву 06ХН28МДТ на його ΔNi у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 180 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C					
Mn					↑
Si	↓				↑
Cr			↑		
Ni					
Mo	↑				
V_n			↑		
L_n		↑	↓		
$V_{ок}$					
$L_{ок}$	↓	↑			
d_z					↑
P					

У модельній оборотній воді з рН = 4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. При цьому хімічний склад та складові структури сплаву не впливають на цей процес (табл. 3).

У модельній оборотній воді з рН = 5 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn, середнього діаметра зерна аустеніту та зменшенням Mo (табл. 1). Таким чином Mn сприяє збідненню, а Mo – збагаченню поверхні стабільних пітінгів Fe. Разом з тим, що більший середній діаметр зерна аустеніту, то більший ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерна і суттєвіша іонізація атомів Fe у стабільних пітінгах в околі включень на перетині з межами зерен аустеніту.

У модельній оборотній воді з рН = 5 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔCr сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому об'єму нітридів титану та зменшенням середньої відстані між ними і оксисульфідами титану (табл. 3). Вплив нітридів та оксисульфідів титану на ΔCr сплаву із пітінгів пов'язаний з активацією іонізації атомів Cr на межі включень з аустенітною матрицею. До того ж, що більша середня відстань між ними, то вони більші, але менша довжина їх меж з аустенітною матрицею, де іонізуються атоми Cr у пітінгах, що в околі цих включень.

У модельній оборотній воді з рН = 5 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється

ся Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому середньої відстані між нітридами та оксисульфідами титану (табл. 2). Це зумовлено тим, що з ростом середньої відстані між включеннями збільшуються їх розміри та кількість дефектів кристалічної ґратки, що підвищує ΔNi сплаву із пітінгів.

У модельній оборотній воді з рН = 6 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому об'єму нітридів титану та зменшенням середньої відстані між ними (табл. 1). При цьому механізм впливу нітридів титану на ΔFe сплаву із пітінгів такий самий, як і вплив оксисульфідів титану на цей показник у модельній оборотній воді з рН = 4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л, тому що емпіричні залежності між цими величинами також аналогічні [27, 28, 31].

У модельній оборотній воді з рН = 6 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, об'єму нітридів титану та зменшенням середньої відстані між ними (табл. 2). Отже, Cr сприяє збідненню поверхні стабільних пітінгів Ni. Разом з тим механізм впливу нітридів титану на ΔNi сплаву із пітінгів такий самий, як і їх вплив на ΔFe , тому що залежності між цими величинами також аналогічні (табл. 1; 2) [27, 28, 31].

Таблиця 3 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сплаву 06ХН28МДТ на його $\Delta C_{\text{г}}$ у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 180 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C					
Mn					
Si				↓	↓
Cr			↓	↑	
Ni					
Mo				↑	
V_n		↑			
L_n		↓			↓
$V_{ок}$				↑	↑
$L_{ок}$		↓		↓	↓
d_3				↓	
P					

У модельній оборотній воді з рН= 6 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати $\Delta C_{\text{г}}$ сплаву із пітінгів знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Cr (табл. 3). Таким чином Cr сприяє збагаченню поверхні стабільних пітінгів Cr.

У модельній оборотній воді з рН= 7 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня метастабільних пітінгів збагачується Fe, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Cr, середньої відстані між нітридами титану та зменшенням об'єму нітридів титану (табл. 1). Отже, Cr сприяє збагаченню поверхні метастабільних пітінгів Fe. При цьому механізм впливу нітридів титану на ΔFe сплаву із пітінгів такий самий, як і їх вплив на цей показник у модельній оборотній воді з рН= 6 і концентрацією хлоридів 180 мг/л, тому що емпіричні залежності між цими величинами також аналогічні [27, 28, 31].

У модельній оборотній воді з рН= 7 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня метастабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. При цьому хімічний склад та складові структури сплаву не впливають на цей процес (табл. 2).

У модельній оборотній воді з рН= 7 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня метастабільних пітінгів збіднюється Cr, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати $\Delta C_{\text{г}}$ сплаву із пітінгів знижуються зі збільшенням у ньому вмісту Si, середньої відстані між оксисульфідами титану та зменшенням вмісту Cr, Mo і об'єму оксисульфідів тита-

ну (табл. 3). Відтак, Cr і Mo сприяють збідненню, а Si – збагаченню поверхні метастабільних пітінгів Cr. При цьому механізм впливу оксисульфідів титану на $\Delta C_{\text{г}}$ сплаву із пітінгів такий самий, як і їх вплив та нітридів титану на цей показник у модельній оборотній воді з рН= 5 і концентрацією хлоридів 180 мг/л, тому що емпіричні залежності між цими величинами також аналогічні (табл. 3).

У модельній оборотній воді з рН= 8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn, Si, об'єму нітридів титану та зменшенням середньої відстані між ними (табл. 1). Отже, Mn і Si сприяють збідненню поверхні стабільних пітінгів Fe. При цьому механізм впливу нітридів титану на ΔFe сплаву із пітінгів, такий самий, як і їх вплив на цей показник у модельних оборотних водах з рН= 5; 6 і концентрацією хлоридів 180 мг/л, тому що залежності між цими величинами також аналогічні (табл. 1) [27, 28, 31].

У модельній оборотній воді з рН= 8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn і Si (табл. 2). Отже, Mn і Si сприяють збідненню поверхні стабільних пітінгів Ni.

У модельній оборотній воді з рН= 8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати $\Delta C_{\text{г}}$ сплаву із пітінгів зрос-

тають зі збільшенням у ньому об'єму оксисульфідів титану та зменшенням середньої відстані між ними і нітридами титану та вмісту Si (табл. 3). Отже, Si сприяє збагаченню поверхні стабільних пітінгів Cr. Разом з тим механізм впливу нітридів та оксисульфідів титану на ΔCr сплаву із пітінгів такий самий, як і вплив нітридів титану на цей показник у модельній оборотній воді з pH = 7 і концентрацією хлоридів 180 мг/л, тому що емпіричні залежності між цими величинами також аналогічні (табл. 3) [27, 28, 31].

Корозійні втрати ΔCr , ΔNi і ΔFe із стабільних і метастабільних пітінгів на поверхні сплаву 06ХН28МДТ можна описати узагальненими емпіричними залежностями (1)–(5), які встановлено за прямолінійними регресійними залежностями між ΔCr , ΔFe та ΔNi сплаву із пітінгів та його хімічним складом і складовими структури [27, 28].

Для метастабільних пітінгів:

$$\Delta Cr = a_0 + a_1 Cr + a_2 Mo - a_3 Si + a_5 V_{ок} - a_6 a_3 \cdot (1)$$

Для стабільних пітінгів:

$$\Delta Cr = a_0 - a_1 Si - a_2 Cr - a_3 L_{ок} + a_4 V_{ок} \cdot (2)$$

Для стабільних пітінгів:

$$\Delta Ni = a_0 + a_1 Cr + a_2 Mo + a_3 Mn + a_4 L_H + a_5 L_{ок} \cdot (3)$$

Для стабільних пітінгів:

$$\Delta Fe = a_0 + a_2 Cr + a_4 V_H + a_5 L_H \cdot (4)$$

Для метастабільних пітінгів:

$$\Delta Fe = a_0 - a_1 Cr + a_2 V_H - a_3 L_H \cdot (5)$$

де $a_0 \dots a_5$ – емпіричні коефіцієнти;

Cr, Mo, Mn, Si – вміст хрому, молібдену, мангану і силіцію в сплаві, мас. %;

V_n, L_n – об'єм нітридів титану і середня відстань між ними (об., %, мкм);

$V_{ок}, L_{ок}$ – об'єм оксисульфідів титану і середня відстань між ними (об., %, мкм);

d_3 – середній діаметр зерна аустеніту, мкм.

За результатами аналізу залежності (1) виходить, що корозійні втрати ΔCr із метастабільних пітінгів на поверхні сплаву 06ХН28МДТ зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, Mo, об'єму оксидів та зменшенням Si і середньої відстані між оксисульфідами і сульфідами титану, і середнім діаметром зерна аустеніту. Однак згідно з формулою (2) корозійні втрати ΔCr із стабільних пітінгів зростають зі збільшенням у сплаві об'єму оксисульфідів і сульфідів титану та зменшенням середньої відстані між ними та вмісту Cr і Si.

За результатами аналізу емпіричної залежності (3) встановлено, що корозійні втрати ΔNi із стабільних пітінгів зростають зі збільшенням у сплаві вмісту Cr, Mo, Mn та середньої відстані між включеннями $L_{ок}$ і L_H .

Згідно з формулою (4) корозійні втрати ΔFe із стабільних пітінгів на поверхні сплаву 06ХН28МДТ зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, середньої відстані між нітридами титану та їх об'єму. Водночас згідно з формулою (5) корозійні втрати ΔFe із метастабільних пітінгів зростають зі збільшенням об'єму нітридів титану, середньої відстані між ними і вмісту Cr в сплаві.

Узагальненням вищевказаного є схема початкової стадії пітінгування сплаву 06ХН28МДТ в оборотних водах, яка аналогічна сталі AISI 321 [2]. При цьому механізми розвитку метастабільних і стабільних пітінгів на поверхні сплаву 06ХН28МДТ відрізняються від сталі AISI 321 осередком їх зародження та впливом їх хімічного складу на селективне розчинення металів у пітінгах. А саме, осередком зародження стабільних і метастабільних пітінгів на поверхні сплаву 06ХН28МДТ є оксисульфіди, сульфід та нітриди титану. До того ж, що вони більше, то швидше підростають стабільні та репасивуються метастабільні пітінги, що пов'язано з ростом дефектності аустеніту в їх околі та напрямком твердофазної дифузії атомів Fe в метастабільних і стабільних пітінгах біля цих включень. При цьому Cr прискорює розчинення Fe у стабільних пітінгах та сприяє репасивації метастабільних. Отже, що більше метастабільних пітінгів репасивується, то інтенсивніше підростають стабільні. Це узгоджується з даними [33].

Таким чином, зниження вмісту хлоридів в оборотних водах від 600 до 180 мг/л не впливає на закономірності та механізми пітінгування сплаву. До того ж вплив корозійних втрат сплава в околі включень на корозійне руйнування меж його зерен аустеніту в високоокиснюваному середовищі [35, 36] аналогічний тому, що в хлоридовмісних на підростання стабільних пітінгів [34].

Висновки

За результатами корозійних випробувань сплаву 06ХН28МДТ в модельних оборотних водах з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л виявлено, що Cr, Mo пришвидшують, а Si знижує ΔCr сплаву із стабільних пітінгів. Водночас Si знижує ΔCr в пітінгах. Виявлено, що Cr, Mo і Mn пришвидшує ΔNi в стабільних пітінгах. Разом з тим, Cr пришвидшує ΔFe в стабільних та знижує в метастабільних пітінгах.

Таким чином Cr інтенсивно впливає на особливості селективного розчинення Cr, Ni і Fe в пітінгах, зокрема він пришвидшує ΔFe та знижує ΔCr в стабільних пітінгах, що сприяє їх інтенсивному підростанню. Разом з тим, що більші за розміром нітриди титану, в околі яких зароджуються та розвиваються стабільні пітінги, то вище ΔFe в них, що також сприяє їх підростанню. Це пов'язано з дефектами структури сплаву в околі цих включень. На підставі цих даних виробникам теплообмінників рекомендовано плавки сплаву з мінімальним вмістом Cr та, які містять нітриди титану менше ніж 5 мкм.

Список літератури

1. Нарівський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах: дис. канд. техн. наук: 05.17.14 / Нарівський Олександр Олександрович. – Л., 2009. – 209 с.
2. Нарівський О. Е. Закономірності і механізми локальної корозії корозійно-твирлих сталей і сплаву аустенітного класу для ємнісної та теплообмінної апаратури: автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук: спеціальність 05.17.14 Хімічний опір матеріалів та захист від корозії / О. Е. Нарівський, Львів, 2015. – 42 с.
3. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей. Справочник / Д. Г. Туфанов. – М.: Металлургия, 1963. – 118 с.
4. Воробьева Г. Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств / Г. Я. Воробьева. – М.: Химия, 1975 – 815 с.
5. Nariv's'kyi O. E. Corrosion fracture of platelike heat exchangers / O. E. Nariv's'kyi // Materials Science, 2005. – 41, № 1. – P. 122–128.
6. Nariv's'kyi O. E. Micromechanism of corrosion fracture of the plates of heat exchangers / O. E. Nariv's'kyi // Materials Science. – 2007. – 43, № 1. – P. 124–129.
7. Наривский А. Э. Влияние легирующих элементов и структурной гетерогенности стали AISI 321 на селективное растворение металлов из питтингов / А. Э. Наривский, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Весник КазНУ. Серия физическая. – 2016. – 56, № 1. – С. 86–97.
8. Наривский А. Э. Характерные особенности селективного растворения питтингов на поверхности стали AISI 321 в модельных оборотных водах / А. Э. Наривский, С. Б. Беликов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 1. – С. 24–31.
9. Нарівський О. Е. Вплив легувальних елементів і структури сталі AISI 321 на особливості селективного розчинення металів у питтингах на її поверхні / О. Е. Нарівський // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 17–22.
10. Нарівський О. Е. Селективне розчинення корозійно-стійких сталей як передумова їх пітінгування у хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // Маріуполь, ПДТУ, конф. «Університетська наука», 2009. – С. 139–140.
11. Анодное растворение и селективная коррозия сплавов / И. К. Маршаков, А. В. Введенский, В. Ю. Кондрашин, Г. А. Бокков. – Воронеж: Изд-во Воронежск. ун-та, 1988. – 205 с.
12. Olefjord I. The influence of nitrogen on the passivation of stainless steels / I. Olefjord, L. Wegrelius // Corrosion Science. – 1996. – Vol. 38, № 7. – P. 1203–1220.
13. Лосев В. В. Анодное растворение сплавов в активном состоянии / В. В. Лосев, А. П. Пчельников // Итоги науки и техники. Электрохимия. – М.: ВИНТИ, – 1979, Т. 15. – С. 62–131.
14. Вязовикина Н. В. Использование хроновольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром–железо / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. – № 6. – С. 917–922.
15. Подобаев А. Н. Закономерности анодного растворения Ni–Fe сплавов / А. Н. Подобаев, Л. Э. Джанибахчиева, Я. М. Колотыркин // Электрохимия. – 1996. – № 5. – С. 549–553.
16. Fritz J. D. Selective anodic dissolution of Cu-Au alloys: TEM and current transient study / J. D. Fritz, H. W. Pickering // Electrochem. Soc. – 1991. – № 11. – P. 3209–3218.
17. Moffat T. P. Electrochemical and scanning-tunneling microscope study of dealloying of Cu₃Au / T. P. Moffat, F.-R.F. Fan, A. J. Bord // Electrochem. Soc. – 1991. – № 11. – P. 3224–3235.
18. Томашов Н.Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н.Д. Томашов. – М.: Изд-во АН СССР, 1959. – 592 с.
19. Lainonen H. Stress corrosion cracking susceptibility of nitrogen alloyed stainless steels in 50 % CaCl₂ solution / H. Lainonen, H. Hanninen // Mater. Sci. Forum “High Nitrogen Steels’98”. – Zurich-Ueticon (Switzerland). – 1999. – P. 545–552.
20. Pickering H. W. Characteristic fractures of alloy polarization curves / H. W. Pickering // Corrosion Science. – 1983. – №10. – P. 1101–1120.
21. Вязовикина Н. В. Анодное растворение сплавов Fe₅₅Cr₄₅ и Fe₈₄Cr₁₆ в нестационарных условиях / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1991. – № 4. – С. 484–489.
22. Зарцын И. Д. Парциальные реакции окисления металла и восстановления окислителя при адсорбционно-химическом взаимодействии их компонентов / И. Д. Зарцын, А. Е. Шугуров, И. К. Маршаков // Защита металлов. – 1997. – № 5. – С. 453–459.
23. Пласскеев АВ. О роли легирующих и примесных элементов в процессах активного растворения железа и сплавов / А. В. Пласскеев, В. М. Княжева // Коррозия и защита металлов: тез. докл. 12 Пермск. конф. – Пермь (Россия). – 1990. – 7 с.
24. Internal friction study of environmental effects on metals and alloys / Y. Jagodzinski, H. Aaltonen, P. Smuk et. al. // J. of Alloys and Compounds. – 2002. – Vol. 310. – P. 256–260.
25. Pourbaix M. Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions / M. Pourbaix, N. De Zoubov. – Oxford: Pergamon press, 1966. – 493 p.
26. Belfrouh A. The cumulative effect of alloying elements N, W, Mo and Cu on the corrosion behaviour of 17 Cr – 13 Ni stainless steel in 2N H₂SO₄ / A. Belfrouh, C. Masson, D. Vouagner, A. M. De Becdelievre, N. S. Prakash, J. P. Audouard // Corrosion Science. – 1996. – Vol. 38, № 10. – P. 1639–1648.
27. Нарівський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у слабодисперсних хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // Наукові нотатки. Міжвуз. збір. – 2011. – № 31. – С. 214–220.
28. Нарівський О. Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у нейтральних хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // Наукові нотатки. Міжвуз. збір. – 2011. – № 32. – С. 255–261.
29. Nariv's'kyi O.E. Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media / O. E. Nariv's'kyi // Materials Science, 2008. – 44, № 4. – P. 573–580.
30. Беликов С. Б. Оцінка тривкості сплаву 06ХН28МДТ до пітінгової та щільної корозії в хлоридовмісних середовищах / С. Б. Беликов, О. Е. Нарівський // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 45–52.

31. Нарівський О. Е. Вплив хімічного складу і структурної гетерогенності на корозійні втрати Cr, Ni та Fe зі сплаву 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді / О. Е. Нарівський // Наукові нотатки. міжвуз. збір. – 2013. – № 41. – С. 177–183.
32. Нарівський О. Е. Особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітінгах сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах / О. Е. Нарівський // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 2. – С. 46–53.
33. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970 – 448 с.
34. Нарівський О. Е. Механізми корозійного руйнування в пітінгах сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах / О. Е. Нарівський, С. Б. Беликов, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – № 1. – С. 53–60.
35. Narivs'kyi A. E. Influence of structure of alloy 06ХН28МДТ on its corrosion behavior in oxidative media / O. E. Narivs'kyi // Materials: corrosion, protection, 2011. – № 2. – P. 33–40.
36. Narivs'kyi A. E. Stability of alloy 06ХН28МДТ to intercrystallite corrosion depending on its chemical composition / A. E. Narivs'kyi // Materials: corrosion, protection, 2010. – № 1. – P. 1–7.

Одержано 02.10.2019

Наривский А.Э., Беликов С.Б. Влияние химического состава и структурной гетерогенности сплава 06ХН28МДТ на механизмы его питтингообразования в оборотных водах

Цель работы. Установить влияние химического состава и структуры сплава 06ХН28МДТ на механизмы его питтингообразования в модельных оборотных водах с $\text{pH} = 4 \dots 8$ и концентрацией хлоридов 180 мг / л.

Методы исследования. Рентгеноспектральный анализ на спектрометре СРМ-25, металлографический анализ на оптическом микроскопе МРР-2Р. Коррозионные потери металлов в питтингах определяли фотометрическим анализом модельных хлоридсодержащих оборотных вод после выдержки в них образцов. Прямолинейные регрессионные зависимости между коррозионными потерями металлов в питтингах ΔCr , ΔNi , ΔFe и параметрами сплава определяли регрессионным анализом, методом наименьших квадратов. Для определения влияния параметров сплава на механизмы его питтингообразования использовали ранее установленные характерные особенности селективного растворения металлов в питтингах.

Полученные результаты. Установлено, что в модельных оборотных водах с $\text{pH} = 4\text{--}6,8$ сплав 06ХН28МДТ питтингует с образованием стабильных, а с $\text{pH} = 7$ и концентрацией хлоридов 180 мг/л – метастабильных питтингов. В стабильных питтингах Cr способствует увеличению ΔFe из них, а в метастабильных – наоборот. Это обусловлено направлением твердофазной диффузии атомов Fe из объема сплава к поверхности стабильных питтингов и от поверхности метастабильных в его объем. Поэтому увеличение содержания Cr в сплаве способствует росту стабильных питтингов и репассивации метастабильных вследствие снижения интенсивности их роста. Вместе с тем обнаружено, что чем меньше размеры нитридов титана, около которых образуются питтинги, тем ниже ΔFe в метастабильных и стабильных питтингах. Это обусловлено меньшей степенью дефектности структуры твердого раствора аустенита сплава около небольших по размеру нитридов титана.

Научная новизна. Cr способствует росту твердофазной диффузии атомов Fe к поверхности стабильных и от поверхности метастабильных питтингов в объем сплава 06ХН28МДТ. Это способствует репассивации метастабильных и, соответственно, росту стабильных питтингов. Увеличение размеров нитридов титана в сплаве способствует возрастанию количества дефектов структуры аустенита около них и росту стабильных и метастабильных питтингов.

Практическая ценность. Производителям теплообменников рекомендовано применять плавки сплава 06ХН28МДТ с минимальным содержанием Cr, а также имеющие размер нитридов титана не более 5 мкм.

Ключевые слова. Питтинговая коррозия сплава 06ХН28МДТ, модельные хлоридсодержащие оборотные воды, селективное растворение металлов в питтингах, химический состав, структура.

Narivs'kyi O., Belikov S. Influence of chemical composition and structural heterogeneity of 06ХН28МДТ alloy on mechanisms of its pits formation in return waters

Purpose of the work. Determine the influence of chemical composition and structure of 06ХН28МДТ alloy on mechanisms of its pits formation in model return waters with $\text{pH} = 4 \dots 8$ and chloride concentration 180 mg/l.

Research methods. X-ray spectral analysis on CPM-25 spectrometer; metallographic analysis on optical microscope MPP-2P. Corrosion losses of metals in pittings were determined by photometric analysis of model chloride-containing recycled waters after holding samples therein. Straight-line regression relationships between corrosion losses of metals in pittings ΔCr , ΔNi , ΔFe and alloy parameters were determined by regression analysis by least squares method. In order to determine the influence of alloy parameters on the mechanisms of its pitting formation, previously established characteristic features of selective dissolution of metals in pittings were used.

Results obtained. It has been found that in model return waters with $pH = 4-6.8$ 06XH28MДТ alloy pits to form stable, and with $pH = 7$ and chloride concentration 180 mg/l – metastable pittings. In stable pittings Cr contributes to the increase of ΔFe from them, and in metastable – vice versa. This is due to the direction of solid-phase diffusion of Fe atoms from the alloy volume to the surface of stable pittings and from the surface of metastable in its volume. Therefore, the increase in Cr content in the alloy contributes to the growth of stable pittings and the repassification of metastable ones due to the decrease in their growth intensity. However, it has been found that the smaller the sizes of titanium nitrides near which pittings are formed, the lower the ΔFe in metastable and stable pittings. This is due to the lower degree of defect of the structure of the alloy austenite solid solution about small titanium nitrides.

Scientific novelty. Cr promotes the growth of solid phase diffusion of Fe atoms to the surface of stable and from the surface of metastable pittings into the volume of the 06XH28MДТ alloy. This promotes the repassification of metastable and, accordingly, the growth of stable pittings. Increasing the size of titanium nitrides in the alloy contributes to increasing the number of austenite structure defects near them and to the growth of stable and metastable pittings.

Practical value. Manufacturers of heat exchangers are advised to use 06XH28MДТ alloy smelts with minimum Cr content, as well as those having titanium nitrides size of not more than 5 μm .

Key words. Pitting corrosion of 06XH28MДТ alloy, model chloride-containing recycled waters, selective dissolution of metals in pittings, chemical composition, structure.

ЕФЕКТИВНІСТЬ СХОДИНКОВОГО СТАРІННЯ СПЛАВУ З ІНТЕРМЕТАЛІДНО-КАРБІДНИМ ЗМІЦНЕННЯМ ДЛЯ ІНСТРУМЕНТІВ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ МЕТАЛІВ

Мета роботи. Підвищення твердості та високотемпературної міцності сплаву ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням шляхом використання сходинкового старіння замість одинарного.

Методи досліджень. Для пошуку найбільш ефективних режимів сходинкового старіння дослідженого сплаву використана методика математичного планування експерименту. При дослідженні особливостей виділення в сплаві зміцнювальних фаз застосовано метод електронної мікроскопії (вуглєцеві репліки).

Отримані результати. Визначено найбільш ефективний режим сходинкового старіння сплаву зі змішаним інтерметалідно-карбідним, що забезпечує йому, порівняно з одинарним старінням, зростання твердості і високотемпературної міцності без зниження характеристик пластичності.

Наукова новизна. Показано, що для сплаву зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням сходинкове старіння, порівняно з одинарним, забезпечує більш значне дисперсійне твердіння. При цьому старіння за схемою НТ + ВТ має переваги порівняно зі схемою ВТ + НТ. Ефективності сходинкового старіння сприяє утворенню частинок фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$ на попередньо виділених частинках карбиду типу $M_{23}C_6$, як на підкладці. Сходинкове старіння дослідженого сплаву призводить до більшої дисперсності, а отже, і кількості частинок зміцнювальних фаз.

Практична цінність. Досягнуто зростання твердості та високотемпературної міцності сплаву ХН30ВМЮ при застосуванні сходинкового старіння замість одинарного, що, забезпечує кращу працездатність виготовленого з нього інструменту для гарячого деформування металів.

Ключові слова: сплав на залізонікелевій основі, інтерметалідно-карбідне зміцнення, сходинкове старіння, твердість, високотемпературна міцність, рівняння регресії, дисперсність фаз.

Вступ

Для високих (вище 700 °С) температур експлуатації пресових інструментів запропоновано сплав на залізонікелевій основі марки ХН30ВМЮ із дисперсійним твердінням [1, 2]. Сплав має основу з ГЦК кристалічною ґраткою, а легування забезпечує йому зміцнення при старінні за рахунок виділення дисперсних частинок карбідів типу $M_{23}C_6$ і інтерметалідів: γ' - фази типу Ni_3Al та фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$. Рекомендована зміцнювальна термічна обробка сплаву полягає в гартуванні від температури 1250 °С (витримка 2 години) в маслі та наступного старіння 800 °С, 20 годин. В загартованому стані сплав має твердість близько 86 HRB (тобто нижче мінімальних значень вимірювань за шкалою HRC). Після подальшого старіння твердість зростає до 22 HRC (більше 100 HRB), а механічні властивості при температурі 750 °С становлять (середні значення): границя текучості 200 МПа, границя міцності 370 МПа, відносне подовження 29 %, відносне звуження 42 %, ударна в'язкість 43 Дж/см². Хоча за твердістю сплав суттєво поступається найбільш теплостійким серійним штамповим сталям типу 5ХЗВ3МФС(ДИ23), проте при температурах вище 750 °С він має значно (в 1,5–2 рази) більші значення характеристик міцності, що і забезпечує йому суттєво

кращу працездатність і, відповідно, економічну доцільність використання при високотемпературних умовах експлуатації [1]. Водночас резерв працездатності сплаву, на наш погляд, використано не повно і полягає в удосконаленні його термічної обробки для підвищення характеристик міцності.

Метою роботи є підвищення твердості та високотемпературної міцності сплаву ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням через використання сходинкового старіння замість одинарного. Таке старіння, згідно багатьох досліджень [3–5 та інші], порівняно зі звичайним (одинарним), повинно збільшувати здатність до дисперсійного твердіння без зменшення пластичності сплаву.

Методи досліджень

Сплав для досліджень виплавляли у відкритій індукційній печі ємністю 50 кг з розливанням в шамотні трубки внутрішнім діаметром 80 мм та довжиною 1200 мм. Далі відливки піддавали електрошлаковому переплаву в кристалізатор діаметром 150 мм. Отримані злитки піддавали куванню на пружки квадратом 20 мм, з яких виготовляли зразки для досліджень. Досліджувана плавка відповідала марочному складу сплаву і мала та-

кий вміст компонентів (масова частка елементів, %): С 0,13; Cr 15,2; Ni 30,3; W 5,0; Mo 5,1; Al 1,4; Si 0,3; Mn 0,5; Fe – решта. Пошук ефективних режимів сходинкового старіння виконували при різних способах (послідовностях) зміни температур старіння: спочатку низькотемпературне, потім високотемпературне (НТ + ВТ) та навпаки – спочатку високотемпературне, потім низькотемпературне (ВТ + НТ). Сходинкове старіння виконували після попереднього гартування за тим же режимом, що і для одинарного (1250 °С, витримка 2 години, охолодження в маслі). Дослідження впливу сходинкового старіння на твердість та ударну в'язкість виконували за методикою математичного планування експерименту з використанням дрібної репліки 2⁴⁺¹. Визначальний контраст відповідав співвідношенню $X_1X_2X_3=X_4$. Усього виконувалося 11 дослідів, з яких перші 8 відповідали матриці планування, а останні – 3-нульовому рівню і використовувались для визначення дисперсії відтворюваності. Електронно-мікроскопічне дослідження мікроструктури проводили з використанням вуглецевих реплік.

Результати досліджень

Після рекомендованої термічної обробки з одинарним старінням сплав мав мікроструктуру, що наведена на рис. 1.

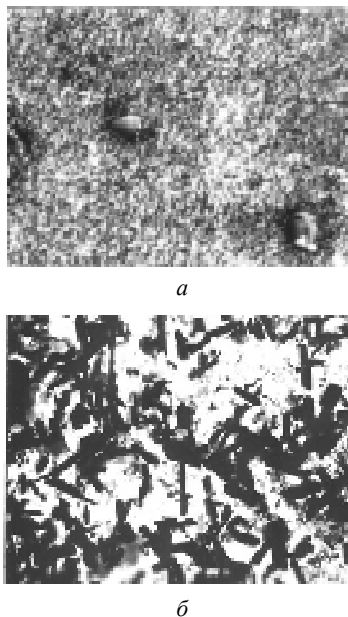


Рис. 1. Мікроструктура сплаву ХН30ВМЮ після гартування від температури 1250 °С, 2 години в маслі та подальшого старіння 800 °С, 20 годин, а – $\times 500$, б – $\times 10000$

В сплаві присутні в невеликій кількості крупні глобулярні частинки первинних надлишкових фаз (рис. 1а), а дисперсні частинки зміцнювальних фаз, що виділились при старінні, як показано на рис. 1б, мають різну морфологію. Згідно з результатами електронографічного аналізу, частинки порівняно рівноосної форми відповідають карбїду типу $M_{23}C_6$ та γ' -фазі типу Ni_3Al , а стрижнеподібні частинки, що розподілені окремо або

у вигляді скупчень (перехресть) – фазі Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$. За температурами утворення в сталях та сплавах на основі ГЦК кристалічної ґратки вказаним зміцнювальним фазам відповідає наступна послідовність [6, 7]: карбїд типу $M_{23}C_6$ – близько 650 °С, γ' -фаза – 750 °С, фаза Лавеса – 800 °С. Однак згідно з [8], характерною особливістю дисперсійного твердіння дослідженого сплаву є те, що більш раннє виділення частинок карбїду типу $M_{23}C_6$, пришвидшує утворення при старінні частинок фази Лавеса. Така роль карбїдів обумовлена тим, що голчасті частинки фази Лавеса зароджуються на їх поверхні, як на підкладці. Це видно з рис. 2 при температурі старіння, що відповідає виділенню карбїдної фази.

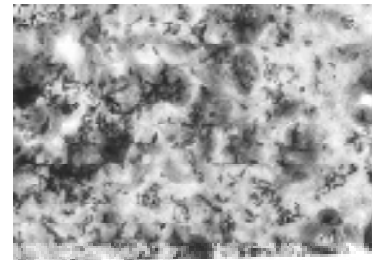


Рис. 2. Мікроструктура сплаву ХН30ВМЮ після гартування та старіння за режимом: 650 °С, 10 годин, $\times 50000$

За відсутності або малій кількості карбїдів (меншому вмісті вуглецю) частинки фази Лавеса при цій температурі старіння ще не утворювалися. Важливо, що легування сплаву вуглецем не тільки пришвидшує утворення частинок фази Лавеса, а й зменшує їх схильність до коагуляції при зростанні температури витримки [8]. Вказана особливість виділення частинок фази Лавеса повинна сприяти ефективності сходинкового старіння сплаву.

Розглянемо схему сходинкового старіння з послідовним зростанням температури (НТ + ВТ). В цьому випадку варіювались значення трьох різних температур старіння, та час старіння для однієї з температур. Обрані значення температур та часу старіння відповідали найбільш інтенсивному утворенню різних фаз, що зміцнюють сплав. Параметрами оптимізації були твердість (HRC) та ударна в'язкість (KCU), яка визначалася при температурі 750 °С. Остання характеристика обрана для контролю схильності сплаву до утворення тріщин при експлуатації інструментів гарячої деформації металів. Рівні та інтервали варіювання незалежних факторів обраного сходинкового старіння наведені в табл. 1.

Значення температур першої сходинки старіння обрані для виділення карбїдних фаз, другої – γ' -фази типу Ni_3Al , третьої – фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$. Час старіння для першої та третьої сходинки був фіксованим і становив 10 годин та 20 годин відповідно, а для другої сходинки варіювався в межах, вказаних в табл. 1.

Згідно з отриманими результатами дослідів, твердість сплаву, залежно від режиму старіння, змінювалася від

23 до 27 одиниць, а ударна в'язкість в межах 32–44 Дж/см². За отриманими даними розраховані рівняння регресії, які, після виключення незначущих коефіцієнтів, мали такий вигляд:

$$\text{HRC} = 24,4 - 0,5 X_1 - 0,3 X_2 + 0,6 X_3 - 1,4 X_4 - 0,4 X_1 X_2;$$

$$\text{KCU}^{750}, \text{ Дж/см}^2 = 36,1 + 1,5 X_1 - 2,1 X_2 - 1,6 X_1 X_2 + 1,1 X_1 X_3.$$

Наявність в рівняннях нелінійних членів ускладнює оптимізацію режиму сходиноквого старіння.

Пошук найбільш ефективного режиму старіння виконували шляхом дослідження області навколо досліді з найкращим рівнем характеристик. Такому досліді відповідає сходинокве старіння за режимом: 700 °С, 10 годин + 725 °С, 15 годин + 800 °С, 20 годин ($X_1 = +1$, $X_2 = -1$, $X_3 = +1$, $X_4 = -1$). Цей режим старіння забезпечує твердість 27 HRC та ударну в'язкість 44 Дж/см², що переважає відповідні характеристики після одинарного старіння. З метою пошуку можливостей ще більшого підвищення твердості виконано уявне варіювання незалежних змінних навколо цього досліді в межах $1 < X_1 < 2$. Найбільше значення твердості, що становило 29 HRC, при досить високій ударній в'язкості (48 Дж/см²) відповідає такому уявному експерименту: $X_1 = +1,5$; $X_2 = -1,5$; $X_3 = +2$, $X_4 = -2$. Для такого режиму сходиноквого старіння температури першої та другої сходинок збігаються і дорівнюють близько 710 °С, час старіння для другої сходинок складає 20 годин, а температура третьої

сходинок – 775 °С. Збіг температур перших двох сходинок дозволяє їх об'єднати і спростити сходинокве старіння до такого режиму: 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин. Реалізація вказаного режиму старіння забезпечила сплаву твердість 29 HRC (тобто таку ж, як передбачалася згідно з рівнянням регресії), і такі механічні властивості при температурі 750 °С: границя текучості 284 МПа, границя міцності 419 МПа, відносне подовження 32 %, відносне звуження 44 %, ударна в'язкість 42 Дж/см². Тобто порівняно зі звичайним (одинарним) старінням досягнуто зростання твердості на 7 одиниць HRC, границі текучості на 80 МПа та границі міцності на 50 МПа без зменшення характеристик пластичності та ударної в'язкості.

При дослідженні сходиноквого старіння за схемою ВТ + НТ експеримент виконували для двох сходинок за умов, що наведені в табл. 2. В цьому випадку температура та час першої сходинок старіння варіювалися для найбільш повного виділення перш за все фази Лавеса, а параметри другої сходинок повинні забезпечувати додаткове виділення зміцнювальних фаз більшої дисперсності. За результатами реалізації 11 дослідів обраної матриці планування отримані значення твердості змінювалися в межах 18–24 HRC та ударна в'язкість від 34 до 55 Дж/см². Відповідні рівняння регресії були такими:

$$\text{HRC} = 20,4 - 1,5 X_1 + 0,5 X_3 + 0,6 X_1 X_2 + 0,5 X_1 X_3;$$

$$\text{KCU}^{750}, \text{ Дж/см}^2 = 41,5 + 2,7 X_1 - 2,2 X_2 - 2,2 X_3 - 2,6 X_1 X_2 - 1,9 X_1 X_3 + 20 X_2 X_3.$$

Таблиця 1 – Умови побудови факторного плану 2⁴⁺¹ для трьохсходиноквого старіння за схемою НТ + ВТ

Найменування	Температура I сходинок, °С	Температура II сходинок, °С	Час витримки для II сходинок, годин	Температура III сходинок, °С
Кодове позначення	X_1	X_2	X_3	X_4
Нижній рівень	650	725	5	800
Середній Рівень	675	750	10	825
Верхній Рівень	700	775	15	850
Інтервал варіювання	25	25	5	25

Таблиця 2 – Умови побудови факторного плану 2⁴⁺¹ для двохсходиноквого старіння за схемою ВТ + НТ

Найменування	Температура I сходинок, °С	Час витримки I сходинок, години	Температура II сходинок, °С	Час витримки II сходинок, години
Кодове позначення	X_1	X_2	X_3	X_4
Нижній рівень	800	20	725	5
Середній Рівень	825	25	750	10
Верхній Рівень	850	30	775	15
Інтервал варіювання	25	5	25	5

Отриманим рівнянням властива ще більша нелінійність порівняно з попередньою схемою сходиноквого старіння. До того ж для такого старіння досягнуті значення твердості є нижчими. Це свідчить про меншу ефективність та недоцільність подальшого дослідження сходиноквого старіння за схемою ВТ + НТ.

Таким чином за результатами виконаних досліджень, як найбільш ефективний, може бути рекомендовано такий режим термічної обробки зі сходиноквим старінням для інструментів гарячого пресування металів зі сплаву ХН30ВМЮ: гартування 1250 °С, витримка 2 години, охолодження в маслі та сходиноквого старіння 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин. З мікроструктури, наведеної на рис. 3, видно, що використання вказаного сходиноквого старіння обумовлює більшу дисперсність, отже, і кількість частинок зміцнювальних фаз, порівняно з попередньо рекомендованим одинарним старінням (рис. 1б). Зокрема, помітно (в 2 рази) зменшилась довжина стрижнеподібних частинок фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$, яка після одинарного старіння досягла 10^3 нм. Така зміна характеру дисперсійного твердіння і забезпечує кращий комплекс властивостей сплаву після сходиноквого старіння.

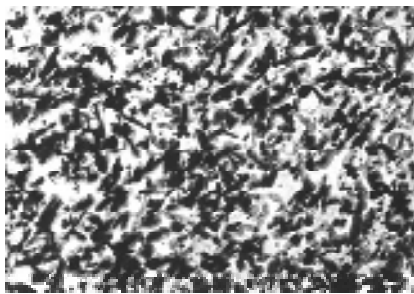


Рис. 3. Мікроструктура сплаву після гартування та сходиноквого старіння 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин, $\times 10000$

За результатами промислових випробувань, після обраного сходиноквого старіння стійкість матриць зі сплаву ХН30ВМЮ при гарячому пресуванні прутків з мідних сплавів зросла в 6 разів порівняно з матрицями з серійної високотеплостійкої штампової сталі марки 5ХЗВЗМФС (ДИ23).

Висновки

З використанням методики математичного планування експерименту отримані рівняння регресії впливу режимів сходиноквого старіння на твердість та удар-

ну в'язкість сплаву зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням.

Показано, що сходинокве старіння дослідженого сплаву за схемою НТ + ВТ є більш ефективним, ніж ВТ + НТ.

Встановлено, що найбільше зростання твердості сплаву ХН30ВМЮ (з 22 до 29 HRC) та високотемпературної (750 °С) міцності (границі текучості з 200 до 284 МПа та границі міцності з 370 до 419 МПа) без зниження характеристик пластичності досягається після гартування та сходиноквого старіння за режимом: 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин.

Кращий комплекс властивостей сплаву після сходиноквого старіння забезпечується більшою дисперсністю, а отже, і кількістю частинок зміцнювальних фаз, зокрема фази фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$, порівняно з одинарним старінням.

Список літератури

1. Инструментальный сплав с интерметаллидно-карбидным упрочнением для горячего прессования металлов. В кн.: Структура и свойства инструментальных и подшипниковых сталей / [Грабовский В. Я., Канюка В. И., Лаврова Л. В., Артюшов В. В.]. – М.: Металлургия, 1984. – С. 42–48.
2. ТУ 14-1-3416-82. Прутки ковane и катаные из жаропрочных сплавов на железоникелевой основе марок ХН35В6ТЮ(ЭК39) и ХН30ВМЮ (ЭК40).
3. Романова Р. Р. Структура и механические свойства сплавов, подвергнутых ступенчатому старению / Романова Р. Р., Уксусников А. Н., Устюгов Ю. М. – ФММ, 1994. – том 78, вып. 5, С. 5–18.
4. Исследование кинетики старения жаропрочного сплава ЭИ698 / Перцовский Н. З., Коробов О. С., Рыбалов Л. Г. и др. // Технология легких сплавов, научно-технический бюллетень ВИЛСа. – № 9, 1975. – С. 52–56.
5. Кондратьев В. В. О кинетике ступенчатого старения сплавов. Нестационарная стадия коалесценции / Кондратьев В. В., Устюгов Ю. М. – ФММ, 1985. – Т. 60, вып. 1, С. 12–21.
6. Ланская К. А. Жаропрочные стали / Ланская К. А. – М.: Металлургия, 1969. – 247 с.
7. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные сплавы / Химушин Ф. Ф. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.
8. Грабовский В. Я. Исследование дисперсионного твердения аустенитных сталей. Металлургия. В кн.: Специальные стали и сплавы / Грабовский В. Я., Левитин В. В. – М., 1975, № 4. – С. 112–115.

Одержано 25.10.2019

Грабовский В. Я., Шило Д. О. Эффективность ступенчатого старения сплава с интерметаллидно-карбидным упрочнением для инструментов горячего деформирования металлов

Цель работы. Повышение твердости и высокотемпературной прочности сплава ХН30ВМЮУ со смешанным интерметаллидно-карбидным упрочнением путем использования ступенчатого старения вместо одинарного.

Методы исследований. Для поиска наиболее эффективных режимов ступенчатого старения исследованного сплава использована методика математического планирования эксперимента. При исследовании особенностей выделения в сплаве упрочняющих фаз применен метод электронной микроскопии (угольные реплики).

Полученные результаты. Определен наиболее эффективный режим ступенчатого старения, который обеспечивает ему, по сравнению с одинарным старением, увеличение твердости и высокотемпературной прочности без снижения характеристик пластичности.

Научная новизна. Показано, что для сплава со смешанным интерметаллидно-карбидным упрочнением ступенчатое старение, по сравнению с одинарным, обеспечивает более значительное дисперсионное твердение. При этом старение по схеме НТ + ВТ имеет преимущество по сравнению со схемой ВТ + НТ. Эффективности ступенчатого старения способствует образование частиц фазы Лавеса типа $Fe_2(W,Mo)$ на предварительно выделенных частиц карбида типа $M_{23}C_6$, как на подложке. Ступенчатое старение исследованного сплава приводит к большей дисперсности, а значит, и увеличению количества, частиц упрочняющих фаз.

Практическая ценность. Достигнуто увеличение твердости и высокотемпературной прочности сплава ХН30ВМЮУ при использовании ступенчатого старения вместо одинарного, что обеспечивает лучшую работоспособность изготовленного из него инструмента для горячего деформирования металлов

Ключевые слова: сплав на железоникелевой основе, интерметаллидно-карбидное упрочнение, ступенчатое старение, твердость, высокотемпературная прочность, уравнения регрессии, дисперсность фаз.

Grabovsky V., Shilo D. Efficiency of stepwise aging of an alloy with intermetalide-carbide hardening for tools for hot deformation of metals

Purpose. Increasing the hardness and high temperature strength of the ХН30ВМЮУ alloy with mixed intermetalide-carbide hardening by using stepwise aging instead of single.

Research methods. To search for the most effective modes of stepwise aging of the investigated alloy, the experimental mathematical planning technique was used. In studying the features of the precipitation in the alloy of the strengthening phases, the electron microscopy method (carbon replicas) was used.

Results. The most effective stepwise aging regime has been determined, which provides it, in comparison with single aging, an increase in hardness and high temperature strength without reducing the ductility characteristics.

Scientific novelty. It is shown that for alloys with mixed intermetalide-carbide hardening, stepwise aging, in comparison with single, provides more significant dispersion hardening. At the same time, the aging according to the НТ + ВТ scheme has an advantage compared to the ВТ + НТ scheme. The efficiency of step aging is facilitated by the formation of particles of the Laves phase of type $Fe_2(W,Mo)$ on previously isolated particles of carbide type $M_{23}C_6$ as on a substrate. The stepwise aging of the investigated alloy leads to greater dispersion, and hence the number, of particles of the strengthening phases.

Practical value. An increase in hardness and high-temperature strength of the ХН30ВМЮУ alloy was achieved using stepwise aging instead of single, which ensures better performance of the tool for hot deformation of metals made from it.

Key words: Alloy on a iron-nickel based, intermetalide-carbide hardening, stepwise aging, hardness, high-temperature strength, regression equations, phase dispersion.

УДК 669.15

Д-р техн. наук Нетребко В. В.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ВИЛИВКІВ

Мета роботи. Дослідження процесів структуроутворення високохромистих чавунів, а саме формування карбідів та металевої основи біля них, а також перерозподіл хрому поміж фазами при охолодженні виливків у формі.

Методи дослідження. Аналітичний аналіз публікацій. Металографічний. Мікроструктурний та локальний мікрорентгеноспектральний.

Отримані результати. Виявлено, що у процесі кристалізації високохромистих чавунів утворюються фази (карбіди та металева основа) із значною хімічною ліквідацією. Встановлено, що після кристалізації під час охолодження виливків у формі відбуваються процеси подібні до термічної обробки, а саме витримка при високих температурах (гомогенізація), відпал (формування вторинних структур). Дослідження усадкових пор виявило карбіди, що не контактували з металевою основою у процесі охолодження, а також металеву основу, що не контактувала з карбідами під час охолодження. За порівняння хімічного складу фаз, що сформувалися у процесі кристалізації із фазами за повного охолодження виливку, встановлено, що вміст Cr в карбідах збільшувався з 36 % до 45 %, а в зонах біля карбідів знижувався з 13 % до 8 %. За перерозподілу елементів в металевій основі утворюються зони із різним електрохімічним потенціалом.

Наукова новизна. Показано, що карбіди, які утворилися в рідкому стані системи, мали шарувату будову з поступовим зменшенням вмісту хрому від центральних шарів до поверхневих. Це дозволило визначити механізм перерозподілу елементів під час охолодження виливків у формі до вибивки та оптимізувати хімічні склади чавунів для виробів, що експлуатуються без термічної обробки у гідраабразивному середовищі.

Практичне значущість. Отримані закономірності структуроутворення високохромистих чавунів можуть бути використані при розробці складів зносостійких чавунів в системі Fe-C-Cr-Mn-Ni для різних умов експлуатації.

Ключові слова: високохромистий чавун, утворення фаз, металева основа, карбіди, розподіл елементів, гідраабразивне зношування.

Вступ

Структура високохромистих чавунів є визначальною для механічних та експлуатаційних властивостей виробів з цих матеріалів [1–4]. Дослідження з розподілу елементів [5–7] виявили, що фази хромистих чавунів мають значну хімічну неоднорідність. Легування чавунів карбідоутворюючими елементами, особливо марганцем сприяє значному збідненню на хром металевої основи біля карбідів [8]. Наявність в металевій основі зон із вмістом до 12 % Cr (негативний потенціал) та більше за 13 % (позитивний потенціал) призводить до корозійного руйнування через виникнення мікрогальванічних пар у електроліті (воді) [9, 10]. Хімічна неоднорідність фаз виникає під час кристалізації, охолодження виливків у формі та змінюється при термічній обробці. При масі виливка понад 1 тону час охолодження у формі може становити понад 6 год. Проте процеси структуроутворення чавунів, що відбуваються за охолодження виливків у формі, не завжди враховуються. Дослідження процесів утворення хімічної неоднорідності металевої основи за охолодження виливків у формі та розробка засобів по запобіганню утворення зон металевої основи

із різним електрохімічним потенціалом дозволить збільшити терміни експлуатації виробів з високохромистих чавунів. Підвищення експлуатаційної стійкості деталей є актуальною задачею.

Мета роботи полягала у дослідженні процесів формування карбідів та основи чавунів, а також перерозподіл хрому поміж фазами при охолодженні виливків у формі.

Матеріали та методика досліджень

Досліджували чавун марки ЧХ22, що містив: 2,9 % вуглецю, 24,7 % хрому, 2,3 % марганцю, 0,5 % нікелю та 1,0 % кремнію.

Чавун виплавляли в індукційній печі ємністю 60 кг та розливали за температури 1390...1410 °С. Маса виливку становила 50 кг. Хімічний склад металевої основи та карбідів визначали в локальних точках на мікроскопі РЕМ 106И.

Схеми вимірювання хімічного складу в локальних точках основи та карбідів показано на рис. 1.

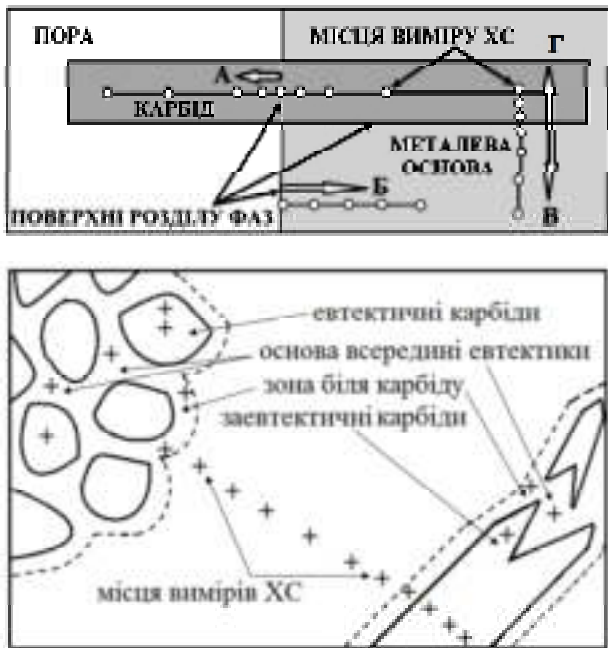


Рис. 1. Схеми вимірювання хімічного складу основи та карбідів у локальних точках

Результати дослідження

Кристалізація та охолодження чавуну у формі відбувалася по лінії А діаграми Fe-C-Cr із вмістом 25 % хрому (рис. 2) [11]. Отже, кристалізація евтектики чавуну відбувається в інтервалі температур із перитектичним перетворення γ -фази в карбід у рідкому стані. У твердому стані за охолодження відбуваються поліморфне перетворення заліза та перитектоїдне карбіду K_1 на K_2 (див. рис. 2). Поліморфні перетворення заліза викликають зміну розчинності елементів у металевій основі.

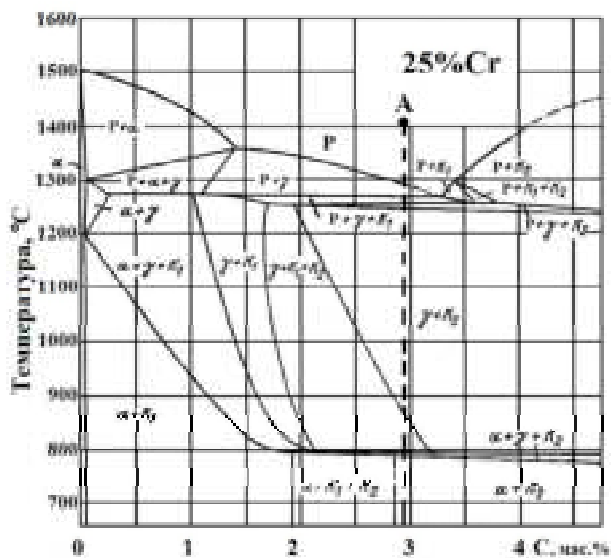


Рис. 2. Діаграма Fe-C-Cr із вмістом 25 % Cr [11]

Відповідно, під час охолодження після затвердіння відбувається зміна розчинності вуглецю та хрому у твердих розчинах γ -(Fe,Cr) та α -(Fe,Cr), що впливає на процеси утворення та розчинення карбідів і викликає зміни в їх хімічному складі, а це призводить до трансформації одного типу карбіду в інший.

Процес кристалізації починається з утворення кристалів аустеніту. Під час охолодження вміст вуглецю у цих кристалах збільшується, а в рідині – зменшується. На поверхні кристалів аустеніту вміст вуглецю буде більшим, ніж у внутрішніх шарах, що зумовлено змінами в розчинності вуглецю в аустеніті при охолодженні. Проте внаслідок дифузійних процесів різниця в концентраціях зменшується. Аустеніт, що утворюється, має обмежену розчинність хрому. Під час утворення аустеніту в чавуні вміст хрому у рідині змінюється.

При охолодженні сплаву до температури, нижчої за 1250 °C, починається утворення евтектичної складової. В рідині починають формуватися карбіди (ведуча фаза). Хімічний склад цих карбідів буде максимально наближеним до хімічного складу рідини, тобто почнуть утворюватися карбіди $(Fe, Cr)_{23}C_6$ (K_1) із вмістом вуглецю 5,6 % C та хрому понад 25 %, що змінює стан системи. Утворена евтектика складається із цих карбідів та аустеніту із вмістом вуглецю близько 1,3 % (див. рис. 2).

За подальшого охолодження вміст хрому в карбідах збільшується, а в аустеніті зменшується. Зміна розчинності вуглецю в аустеніті сприяє формуванню карбідів $(Fe, Cr)_7C_3$ (K_2) із вмістом біля 8,5 % C (див. рис. 2). Це призводить до перитектоїдного перетворення карбіду K_1 на K_2 . Зниження температури зумовлює зменшення розчинності вуглецю в аустеніті, що сприяє подальшому утворенню карбідів $(Fe, Cr)_7C_3$.

Збільшення вмісту хрому в карбідах порушуватиме термодинамічний баланс та його розподіл поміж фазами. Зміни в розчинності Cr та C у рідині, карбідах та аустеніті визначається утворення фаз із змінним хімічним складом від внутрішніх шарів до поверхневих.

Під час охолодження у формі у виливках відбуваються процеси, подібні до термічної обробки. Вибивка виливків відбувається за 500...650 °C. Схему процесу охолодження виливків у формі вагою до 150 кг від кристалізації до вибивки наведено на рис. 3.



Рис. 3. Схеми процесів, що відбуваються під час охолодження виливків у формі від кристалізації до вибивки

Отже, час охолодження у формі до вибивки виливка вагою 50 кг становить більше 1 год. Під час охолодження у формі відбуваються процеси: гомогенізація, зміна розчинності в металевій основі вуглецю та хрому, трансформації карбідної фази та перерозподіл елементів між фазами.

При охолодженні нижче від 780 °С, під час подальшої трансформації карбідної фази, відбувається процес перетворення γ - Fe на α -Fe із виділенням вуглецю, що сприяє додатковому утворенню карбідів.

Для визначення хімічного складу карбідів, що утворювалися під час формування евтектики, дослідили усадні пори, в яких були виявлені карбіди, що не контактували з металевою основою під час охолодження, а також зони металевої основи, що також не контактували із карбідами (рис. 4). Місця вимірювання хімічного складу карбідів, металевої основи всередині евтектики та в центрі зерен і в зонах біля карбідів на відстані 0,5...15 мкм наведено на рис. 5.

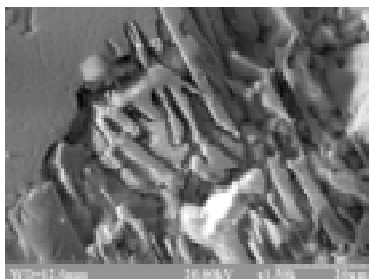
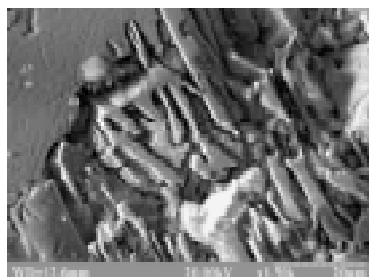


Рис. 4. Усадкова пора та місця вимірювання хімічного складу основи й карбідів, що не контактували між собою



Рис. 5. Місця вимірювання хімічного складу металевої основи й карбідів, що контактували між собою

Зміни у хімічному складі карбідів та металевій основі, на відстані від межі розподілу фаз пора-основа та карбід-основа, наведено на рис. 6.

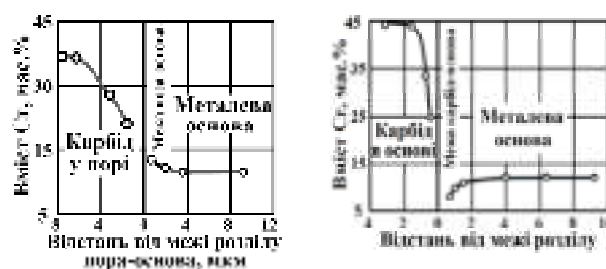


Рис. 6. Вміст хрому в карбідах та металевій основі від межі розподілу фаз пора-основа та карбід-основа

Аналіз вимірювання вмісту хрому в карбідах виявив, що серединні шари первинних карбідів мають 36 % хрому, що відповідає карбідам $(Fe, Cr)_7C_3$, поверхневі $(Fe, Cr)_3C$ [12]. Таким чином первинні карбіди, що утворюються у під час кристалізації, мають складну структуру (шарувату будову), а саме всередині їх знаходяться об'єми з карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ або $(Fe, Cr)_{23}C_6$, а на поверхні шари із цементиту або карбіду $(Fe, Cr)_7C_3$. В процесі охолодження у формі вміст хрому в карбідах збільшувався, що призвело до трансформації карбідів цементитного типу $(Fe, Cr)_3C$ в карбіди $(Fe, Cr)_7C_3$.

Фактично первинні карбіди є безперервними твердими розчинами різних карбідів, у яких відбувається поступова заміна карбідоутворювального елемента заліза на хром, що має більшу спорідненість із вуглецем. Заміщені атоми заліза, марганцю, кремнію та нікелю, що мають меншу спорідненість із вуглецем, ніж хромом накопичуються у зонах біля карбідів.

Пошаровий процес формування карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$ докладно описано в працях Ю. М. Тарана, К. П. Буніна та інших дослідників [5, 13]. Слід зауважити, що формування шарів карбіду відбувається при постійному зменшенні концентрації хрому в рідині. Модель, що відображає формування карбідної фази під час кристалізації евтектичної частини високохромистих чавунів із утворенням шаруватих карбідів, які мають хімічну та структурну неоднорідність, наведено на рис. 7.

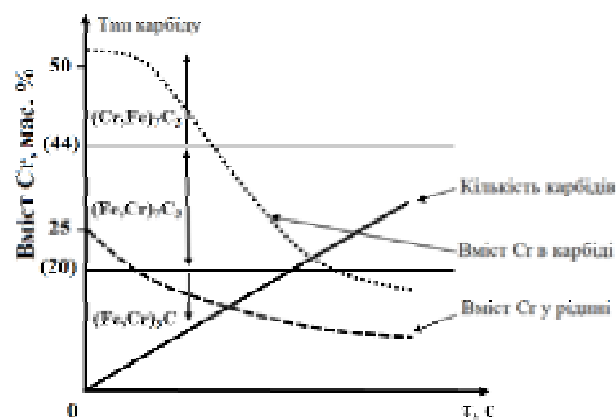


Рис. 7. Модель, що відображає формування шаруватих карбідів

Формування вторинних карбідів у твердому стані відбувалося як в середині металевої основи, так і на існуючих карбідах. Цей процес відбувається внаслідок зменшення розчинності вуглецю в металевій основі та зміни розчинності хрому в γ -Fe. Тип кристалічної будови цих карбідів визначався кількістю хрому і вуглецю в металевій основі та тривалістю процесу охолодження, що призводив до утворення карбідів цементитного типу M_3C або інших залежно від співвідношення хрому до вуглецю. Процес формування вторинних карбідів відбувався шляхом утворення проміжних фаз.

Аналіз вимірювання концентрації хрому в металевій основі показав, що на відстані біля 1 мкм вміст хрому в основі складає біля 8 % (негативний потенціал), в центральних частинах зерен – понад 13 % (позитивний потенціал) (див. рис. 6). Отже, за експлуатації виробів з чавуну ЧХ22 в умовах гідроабразивного зношування будуть виникати мікрогальванічні пари, що негативно впливатиме на термін експлуатації.

Висновки

У процесі кристалізації утворюються метастабільні карбідні фази складного хімічного складу. Вміст хрому в таких утвореннях зменшується від центральних шарів до поверхневих із відповідними змінами в кристалічній будові.

Під час охолодження виливка у формі відбувається перерозподіл легувальних елементів між фазами. Внаслідок стабілізації фаз відбувається заміщення в карбідах атомів марганцю, заліза, кремнію та нікелю на атоми хрому, що призводить до утворення в металевій основі зон, збіднених хромом на межі розподілу фаз карбід – основа.

Чавун ЧХ22 можливо використовувати тільки за сухого абразивного зношування. Для виливок, що експлуатуються в умовах гідроабразивного зношування вміст хрому потрібно збільшити до 28...30 % за вмісту вуглецю 2,4...2,9 %.

Список літератури

1. Структурно и неструктурно чувствительные свойства хромистых чугунов / А. А. Кириллов, В. Д. Белов, Е. В. Рожкова и др. // Черные металлы. – 2007. – Сентябрь. – С. 7–10.

2. Износостойкость и структура твердых наплавок / Хрущов М. М., Бабичев М. А., Беркович Е. С. и др. – М. : Машиностроение, 1971. – 95 с.
3. Марукович Е. И. Износостойкие сплавы / Е. И. Марукович, М. И. Карпенко. – М. : Машиностроение, 2005. – 428 с.
4. Износостойкость и механические свойства хромистых чугунов / Барановский К. Э., Урбанович Н. И., Волосатиков В. И. и др. // Горная механика и машиностроение. – 2014. – № 3. – С. 96–100.
5. Исследование тонкой структуры монокристаллов карбида $(Cr,Fe)_7C_3$; в кн.: Карбиды и сплавы на их основе / [Ю. Н. Таран, В. И. Новиков, А. М. Нестеренко, В. Т. Терентьев]. – К. : Наукова думка, 1974. – С.147–152.
6. Куцова В. З. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработанном состоянии / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко // *Металлознавство та термічна обробка металів*. 2008. – № 1. – С. 35–50.
7. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов / Т. С. Скобло, О. Ю. Клочко, Е. Л. Белкин и др. // Вісник ХНТУСГ ім. П. Василенка. – 2016. – Вып. 168. – С. 174–186.
8. Belikov S. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron / Belikov S., Volchok I., Netrebko V. // *Archives of Metallurgy and Materials*. – Vol. 58. 3. – 2013. – P. 895–897.
9. Коррозия и защита металлических конструкций и оборудования : учебное пособие / [Жарский И. М., Иванова Н. П., Куис Д. В., Свидинович Н. А.]. – Минск : Выш. шк. – 2012. – 303 с.
10. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Жук Н. П. – М. : Металлургия, 1976. – 472 с.
11. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник : в 2-х т. / под ред. : М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. – М. : Металлургиздат, 1961. – Т. 1. – 747 с.
12. Нетребко В. В. К вопросу образования карбидов Fe_3C и Fe_7C_3 в высокохромистых чугунах / В. В. Нетребко // *Наука та прогрес транспорту*. – 2016. – № 3 (63). – С. 138–147.
13. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н. – М. : Металлургия, 1969. – 416 с.

Одержано 06.12.2019

Нетребко В. В. Особенности структурообразования высокохромистых чугунов при изготовлении отливок

Цель работы. Исследование процессов структурообразования высокохромистых чугунов, а именно формирование карбидов и металлической основы возле них, а также перераспределение хрома между фазами при охлаждении отливок в форме.

Методы исследования. Аналитический анализ публикаций. Металлографический. Микроструктурный и локальный микрорентгеноспектральный.

Полученные результаты. Выявлено, что в процессе кристаллизации высокохромистых чугунов образуются фазы (карбиды и металлическая основа) со значительным химической ликвиацией. Установлено, что после кристаллизации при охлаждении отливок в форме происходят процессы, подобные термической обработке, а именно выдержка при высоких температурах (гомогенизация), отжиг (формирование вторичных структур).

Исследование усадочных пор выявило карбиды, которые не контактировали с металлической основой в процессе охлаждения, а также металлическую основу, не контактировавшую с карбидами во время охлаждения. Сравнение химического состава фаз, образовавшихся в процессе кристаллизации с фазами, сформировавшимися после полного охлаждения отливки, показало, что содержание Cr в карбидах увеличивалось с 36 % до 45 %, а в зонах возле карбидов снизилось с 13 % до 8 %. При перераспределении элементов в металлической основе образуются зоны с различным электрохимическим потенциалом.

Научная новизна. Показано, что карбиды, образовавшиеся в жидком состоянии системы, имели слоистое строение с постепенным уменьшением содержания хрома от центральных слоев к поверхностным. Это позволило определить механизм перераспределения элементов при охлаждении отливок в форме к выбивки и оптимизировать химические составы чугунов для изделий, эксплуатируемых без термической обработки в гидроабразивной среде.

Практическая значимость. Полученные закономерности структурообразования в высокохромистых чугунах могут быть использованы при разработке составов износостойких чугунов в системе Fe-C-Cr-Mn-Ni для различных условий эксплуатации.

Ключевые слова. Высокохромистый чугун, формирование фаз, металлическая основа, карбиды, распределение элементов, гидроабразивное изнашивание

Netrebko V. Features of the structure formation of high-chromium cast irons in the manufacture of castings

Purpose. The study of the structure formation processes of high-chromium cast irons, namely the formation of carbides and a metallic base near them, as well as the redistribution of chromium between phases during cooling of casting in the moulds.

Research methods. Analytical analysis of publications. Metallographic. Microstructural and local X-ray spectral.

Obtained results. It was revealed that phases (carbides and a metallic base) by formed in during of crystallization of high-chromium cast irons have significant chemical segregation. It has been established that after crystallization during the cooling of castings in the mold the during of processes such as the heat treatment at high temperatures (homogenization) and annealing (formation of secondary structures) occur. A study of shrinkage pores revealed carbides that did not contact the metal base during cooling, as well as a metal base that did not contact carbides during cooling. Comparison of the chemical composition of phases formed during crystallization with phases formed after complete cooling of the casting showed that the Cr content in carbides increased from 36% to 45%, and in the zones near carbides decreased from 13% to 8%. With the redistribution of elements in a metal base, zones with different electrochemical potential are formed.

Scientific novelty. It was shown that carbides formed in the liquid state of the system had a layered structure with a gradual decrease in the chromium content from the central layers to the surface. This made it possible to determine the mechanism of redistribution of elements during cooling in the castings form to knockout and to optimize the chemical compositions of cast irons for products operated without heat treatment in a hydroabrasive medium.

Practical value. The obtained patterns of structure formation in high-chromium cast irons can be used in the development of wear-resistant cast iron compositions in the Fe-C-Cr-Mn-Ni system for various operating conditions.

Key words: high-chromium cast iron, phase formation, metallic base, carbides, distribution of elements, hydroabrasive wear.

ВПЛИВ СКЛАДУ СУМІШІ, ЩО НАСИЧУЄ, НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИФУЗІЙНОГО ТИТАНОВАНОГО ШАРУ НА СІРОМУ ЧАВУНІ

Мета роботи. Вивчення впливу складу суміші, що насичує, на процеси поверхневого дифузійного насичення сірого чавуну.

Методи дослідження. Мікроструктурні дослідження поверхневого шару сірого чавуну, отриманого з використанням сумішей, що насичують, з різними активаторами та їх відсоткового вмісту.

Отримання математичних моделей відповідно до методики симплексно-гранчастого планування експерименту, що відображають залежність глибини дифузійного шару, корозійної стійкості, окислення, коефіцієнта відносної зносостійкості від складу суміші, що насичує. Аналіз отриманих залежностей.

Отримані результати. На основі проведених досліджень встановлено, що при дифузійному титануванні для підвищення корозійної стійкості дифузійного шару в суміші, що насичує, необхідно вводити активатори NH_4Cl та NH_4F у кількості 10–13 %.

Введення в суміш активаторів NH_4Cl та NH_4F , що насичує, при дифузійному титануванні в межах 4–6 % забезпечує підвищення окислювальної стійкості дифузійного титанованого шару в 10–15 разів.

Наукова новизна. Встановлено залежності, що характеризують вплив складу суміші, що насичує, на процеси дифузійного насичення сірого чавуну.

Аналізом отриманих діаграми «властивість–склад» підтверджено, що за рахунок розкладання активаторів в процесі титанування йде утворення галогенідів титану, що призводить до появи активних атомів титану, дифундуючих в матеріал, що насичує.

Практична цінність. Встановлено що найкращі властивості дифузійного титанованого шару спостерігається при використанні в якості активаторів NH_4Cl та NH_4F при вмісті їх в суміші, що насичує, від 8 до 13 %.

Ключові слова: сірий чавун, дифузійне насичення, титанування, активатор, глибини дифузійного шару, корозійна стійкість.

Одним з видів надання особливих властивостей поверхневому шару є дифузне поверхнєве легування сталей та сплавів. Шляхом хіміко-термічної обробки (ХТО) можлива зміна структури та властивостей в поверхневому шарі металу внаслідок дифузії в метал різних елементів. Поверхневий шар надбає особливі властивості залежно від того, яким елементом робилося насичення.

Захист поверхневого шару шляхом дифузійного легування виявляється не лише ефективним, але іноді є єдиним способом отримання необхідних властивостей виробу, оскільки тільки при цьому способі має бути досягнута абсолютна суцільність шару і висока концентрація легуючих елементів в поверхневому шарі, що особливо важливо для захисту виробів в агресивних середовищах. Завдяки низькій теплопровідності реакційної суміші нагрів і витримка при температурах процесу протікає рівномірно, не викликаючи їх викривлення. У заводських умовах для отримання захисних покриттів цим методом не потрібно спеціальне

устаткування; процес може здійснюватися у будь-яких нагрівальних печах, що мають робочу температуру 1000...1200 °С.

За літературними даними при дифузійній металізації найчастіше в якості активаторів використовуються амонійні галогеніди [1, 2], переважно хлористий амоній [3–5]. Автори [5–8] проводили дослідження з іншими галогенідами. При цьому немає певних рекомендацій щодо використання активаторів у кожному конкретному випадку, особливо при дифузійному насиченні сірих чавунів.

Фазовий склад і структура титанового шару

Досліджували вплив різних активаторів і їх відсоткового вмісту на активність суміші, що насичує, а також склад і будову дифузійних покриттів на сірому чавуні. Насичення проводили при температурі 1000 °С впродовж 6 годин. Метою було вивчення впливу складу суміші, що насичує, на процеси дифузійного насичення

сірого чавуну. Оцінка параметрів покриттів, що сформувалися в результаті дифузійної металізації в сумішах, що насичують, які складаються з окислу алюмінію та різних активаторів, на зразках сірого чавуну. При підготовці суміші співвідношення цих компонентів варіювалися відповідно до плану-матриці математичного планування експерименту.

Титанування виконувалося в порошкових сумішах, що включають один з активаторів: FeTi або Al_2O_3 . Їх відсотковий вміст варіювався в межах, вказаних в таблицях 1, 2. В якості активатора використовувалися: NH_4Cl ; NH_4F ; NaF NaCl.

Дослідження структури шару на сірому чавуні показує, що при використанні сумішей, що насичують, які містять в якості активатора NaCl і NaF, суцільного карбідного шару не утворюється навіть при максимальному (13%) його вмісті в суміші, що насичує. Зі збільшенням відсоткового вмісту активатора збільшується зона феритної складової навколо графітних включень, а також в дифузійному шарі твердого розчину титану α -залізі (рис. 1–2).



Рис. 1. Мікроструктура сірого чавуну після дифузійного титанування в суміші з 10 % NaCl, $\times 150$



Рис. 2. Мікроструктура сірого чавуну після дифузійного титанування в суміші з 10 % NaF, $\times 150$

При використанні в якості активаторів NH_4Cl та NH_4F формуються покриття, склад і структура яких залежить від природи активатора та його відсоткового вмісту в суміші, що насичує. У поверхневій зоні дифузійного шару досягається максимальний вміст титану (до 70%). Під шаром карбиду формується зона твердого розчину, менше або більше виражена залежно від вживаного активатора (рис. 3–6). Мікротвердість шару складає 20000...22000 МПа та зменшується від межі розділу із захисним покриттям углиб основи. При застосуванні в якості активатора NH_4F змінюється форма графітних включень і вони практично зникають у поверхні дифузійного шару (рис. 3, 6). При використанні сумішей, що насичують, які містять NH_4Cl та NH_4F поряд з карбідом титану TiC, утворюються складніші з'єднання (нітриди і карбонітриди), що підтверджується даними рентгеноструктурного аналізу.



Рис. 3. Мікроструктура сірого чавуну після дифузійного титанування в суміші з 7 % NH_4Cl , $\times 150$



Рис. 4. Мікроструктура сірого чавуну після дифузійного титанування в суміші з 7 % NH_4F , $\times 150$

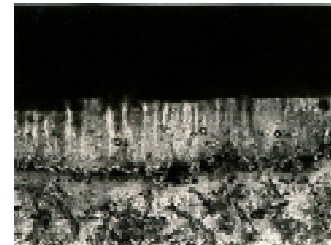


Рис. 5. Мікроструктура сірого чавуну після дифузійного титанування в суміші з 13 % NH_4Cl , $\times 150$

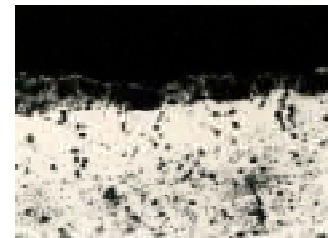


Рис. 6. Мікроструктура сірого чавуну після дифузійного титанування в суміші з 13 % NH_4F , $\times 150$

Властивості титанованого шару

Залежність властивостей дифузійного титанування шару від складу суміші, що насичує, характеризується даними, приведеними в таблицях 1, 2.

Встановлено, що взагалі глибина шару зростає при збільшенні вмісту активатора в суміші, що насичує.

Однак, при вмісті активатора $\approx 4\%$ глибина дифузійного шару знижується, що може бути пояснено зниженням термодинамічної активності середовища у поверхні поділу газ – метал. Підвищення відсоткового вмісту активаторів NH_4Cl , NH_4F від 7% до 13% сприяє збільшенню глибини дифузійного шару. З даних таблиці витікає, що коефіцієнт відносної зносостійкості також залежить від природи активатора і досягає максимальних значень при його вмісті в суміші, що насичує, близько 10–13%.

Таблиця 1 – Залежність властивостей дифузійного титанованного шару від складу суміші, що насичує

Найменування суміші	Активатор							
	NH ₄ Cl				NH ₄ F			
	Глибина шару, мкм	Короз стійкість, г/м ² год	Окислення 800 °С, г/м ² год	Відносна зносостійкість, К	Глибина шару, мкм	Короз стійкість, г/м ² год	Окислення 800°С, г/м ² год	Відносна зносостійкість, К
1. 79%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +1%Ak	180	58,94	4,07	12,51	200	64,98	4,29	22,7
2. 67%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +13%Ak	250	45,27	5,06	12,14	300	30,1	2,07	24,6
3. 73%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +7%Ak	150	51,03	7,00	2,00	150	50,04	4,18	21,2
4. 73%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +7%Ak	150	51,03	7,00	12,00	150	50,04	4,18	21,2
5. 76%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +4%Ak	150	53,03	8,92	11,00	150	52,79	4,95	21,4
6. 70%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +10%Ak	200	46,03	6,69	12,02	210	35,86	4,18	22,5
7. 73%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +7%Ak	150	51,03	7,00	12,00	150	50,04	4,18	21,2

Таблиця 2 – Залежність властивостей дифузійного шару титанованного шару від складу суміші, що насичує

Найменування суміші	Активатор							
	NaCl				NaF			
	Глибина шару, мкм	Короз стійкість, г/м ² год	Окислення 800 °С, г/м ² год	Відносна зносостійкість, К	Глибина шару, мкм	Короз стійкість, г/м ² год	Окислення 800°С, г/м ² год	Відносна зносостійкість, К
1. 79%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +1%Ak	60	57,56	5,1	12,11	165	56,16	5,79	19,01
2. 67%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +13%Ak	75	48,11	8,11	12,05	85	46,04	3,36	20,0
3. 73%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +7%Ak	30	56,09	10,41	11,09	57	54,55	5,79	17,60
4. 73%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +7%Ak	30	56,09	10,41	11,09	57	54,55	5,79	17,60
5. 76%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +4%Ak	25	58,00	12,31	10,2	55	57,72	6,02	18,2
6. 70%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +10%Ak	46	50,84	8,66	10,2	71	49,16	5,79	17,2
7. 73%FeTi+20%Al ₂ O ₃ +7%Ak	30	56,09	10,41	11,09	57	54,55	5,79	17,60

Корозійна стійкість титанованих шарів в розчині 10 % сірчаної кислоти знижується зі збільшенням вмісту активатора в суміші, що насичує, причому найбільш інтенсивне зниження спостерігається після насичення суміші, що містить більше 7 % NH₄F.

Деяке підвищення стійкості проти окислення спостерігається при вмісті активаторів до 4 %.

Обробка приведених даних відповідно до методики симплексно-гратчастого планування експерименту дозволила отримати математичні моделі, що відобра-

жають залежність глибини дифузійного шару, корозійної стійкості, окислення, коефіцієнта відносної зносостійкості від складу суміші, що насичує.

Діаграми «властивість-склад», побудовані на підставі отриманих моделей, відбивають залежність встановлених властивостей від складу суміші, що насичує. Слід зазначити, що прямі, паралельні сторонам концентраційного трикутника, відповідають постійному відсотковому вмісту Al₂O₃ в суміші, що насичує.

Зміна глибини дифузійного шару, при варіюванні складу суміші, що насичує, в межах концентраційного трикутника, представлена на рис. 7. Як бачимо, максимальне значення глибини шару відповідає правому куту трикутника, тобто максимальному вмісту активатора NH_4F в суміші, що насичує.

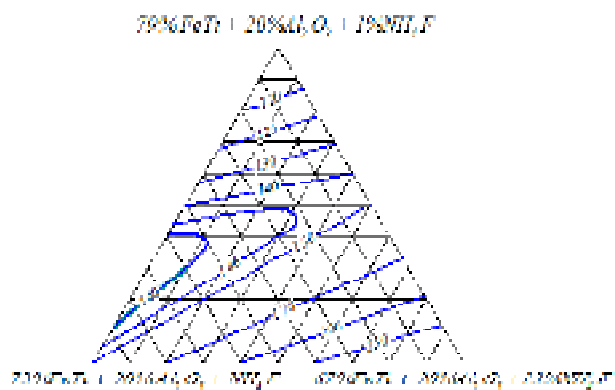


Рис. 7. Зміна глибини дифузійного шару від складу суміші, що насичує

На рис. 8 представлена залежність корозійної стійкості дифузійного шару від складу суміші, що насичує. З рисунка виходить, що мінімальне значення цієї величини відзначається біля правого кута трикутника та збільшується по бісектрисі правого кута досягаючи максимального значення на середині лівої сторони, що відповідає вмісту активатора в суміші 3–5 %.

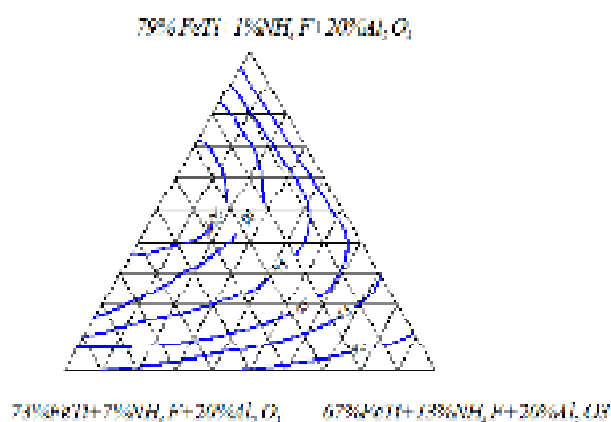


Рис. 8. Залежність корозійної стійкості дифузійного шару від складу суміші, що насичує

Залежність швидкості окислення дифузійного шару від складу суміші (рис. 9), що насичує, показує, що криві, обернені опуклістю вгору, прилягають до правого кута та опуклістю вниз – криві, прилеглі до лівої сторони. Це означає, що зменшення концентрації NH_4F супроводжується зміною швидкості окислення по кривій з мінімумом. Зміна коефіцієнта відносної зносостійкості дифузійного шару від складу суміші, що насичує, представлена на рис. 10. Аналіз отриманої діаграми показує, що значення коефіцієнта відносної зносостійкості не залежить від відсоткового вмісту активатора NH_4F в суміші, що насичує, та практично залишається незмінним.

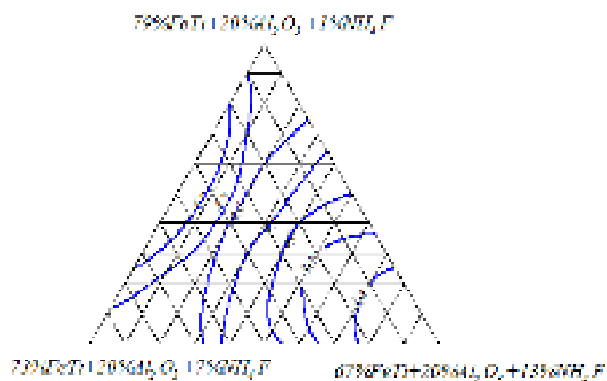


Рис. 9. Залежність окислення дифузійного шару від складу суміші, що насичує

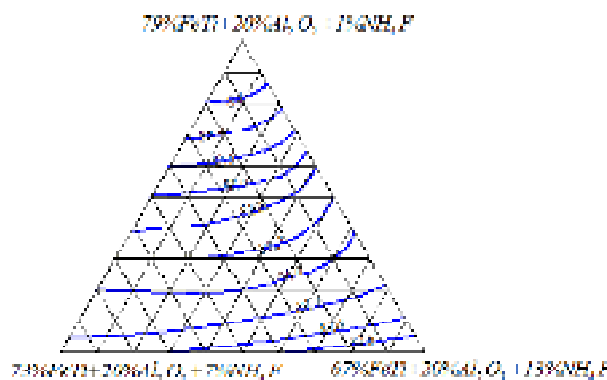


Рис. 10. Залежність коефіцієнта відносної зносостійкості дифузійного шару від складу суміші, що насичує

Залежність глибини дифузійного шару від відсоткового вмісту активатора NaF (рис. 11) показує, що максимальний вміст активатора (правий кут концентраційного трикутника) відповідає максимальному значенню глибини шару примикає до середини лівої сторони і середини концентраційного трикутника, відповідає вмісту активатора в суміші 2–5 %, що насичує.

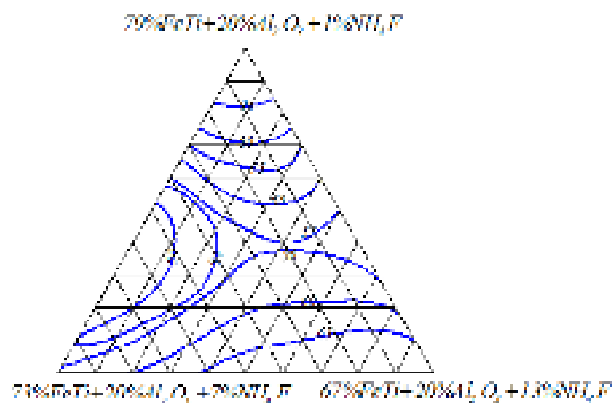


Рис. 11. Залежність глибини дифузійного шару від складу суміші, що насичує

На рис. 12 приведена діаграма залежності корозійної стійкості від відсоткового вмісту активатора NaF . Як бачимо, найкраща корозійна стійкість (мінімум швид-

кості розчинення) відповідає максимальному значенню активатора в суміші, що насичує (правий кут концентраційного трикутника), та погіршується (збільшує абсолютне значення) по бісектрисі правого кута у бік зменшення відсоткового вмісту активатора в суміші, що насичує.

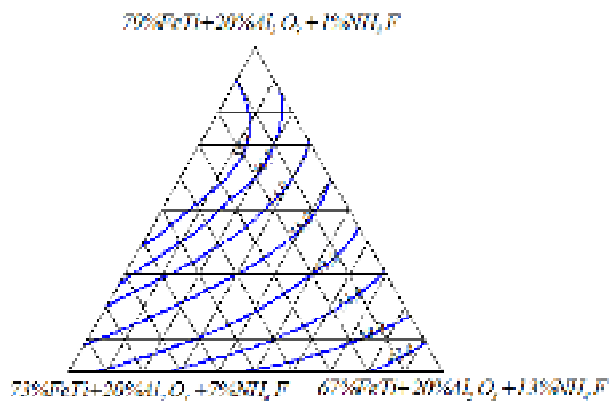


Рис. 12. Залежність корозійної стійкості дифузійного шару від складу суміші, що насичує

На рис. 13, де представлена залежність швидкості окислення дифузійного шару від відсоткового вмісту активатора NaF в суміші, що насичує. Як бачимо збільшення вмісту NaF веде до незначного покращення окислювальних властивостей шару (правий кут концентраційного трикутника). Аналіз діаграми, що відображає залежності коефіцієнта відносної зносостійкості від складу суміші, що насичує, рис. 14, показує, що найбільш низькі його значення відповідають 4–6 % активатора NaF (ліва сторона трикутника) та вона збільшується у міру збільшення вмісту NaF активатора в суміші, що насичує (правий кут трикутника).

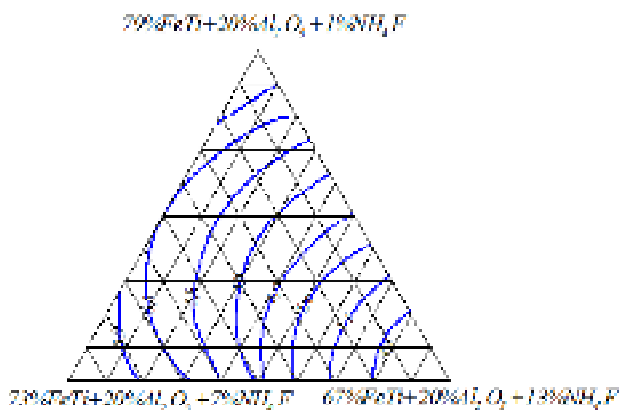


Рис. 13. Залежність окислення дифузійного шару від складу суміші, що насичує

Залежність глибини шару, швидкості корозії окислення, а також коефіцієнта відносної зносостійкості дифузійного шару від відсоткового вмісту NaCl в суміші, що насичує, ідентичні результатам отриманим при використанні в якості активатора NaF.

На рис. 15, де представлена залежність швидкості окислення дифузійного шару від відсоткового вмісту активатора NaF в суміші, що насичує. Як бачимо збільшення вмісту NaF веде до незначного покращення окислювальних властивостей шару (правий кут концентраційного трикутника). Аналіз діаграми, що відображає залежності коефіцієнта відносної зносостійкості від складу суміші, що насичує, (див. рис. 14) показує, що найбільш низькі його значення відповідають 4–6% активатора NaF (ліва сторона трикутника) та вона збільшується у міру збільшення вмісту NaF активатора в суміші, що насичує (правий кут трикутника).

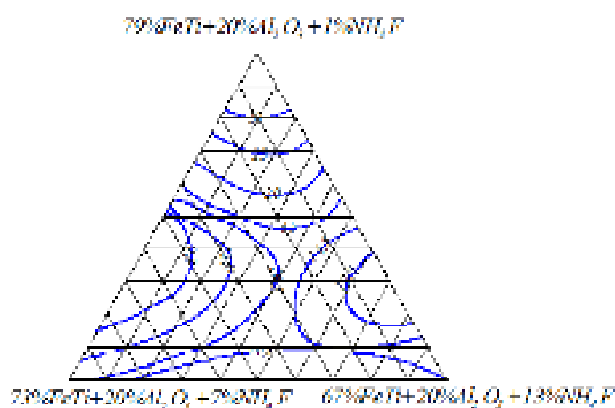


Рис. 14. Залежність коефіцієнта відносної зносостійкості від складу суміші, що насичує

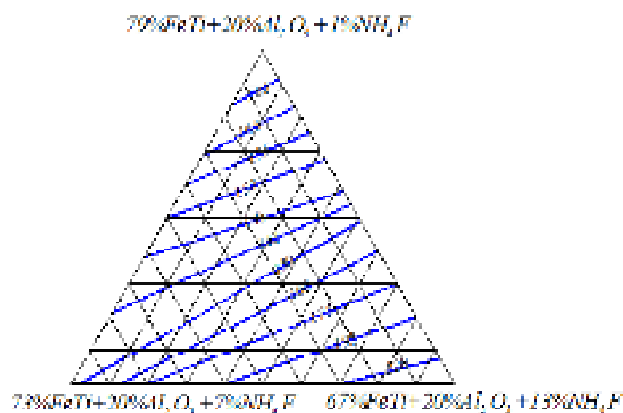


Рис. 15. Залежність глибини дифузійного шару від складу суміші, що насичує

З діаграми рис. 16, де представлена залежність швидкості окислення від складу суміші, що насичує, бачимо, що мінімальне значення цієї величини відповідає області, яка примикає до правого кута концентраційного трикутника, що відповідає максимальному значенню активатора NH_4Cl в суміші. Область максимальних значень примикає до середини лівої сторони і центру трикутника, що відповідає 4–7 % активатора в суміші.

На рис. 17 представлена залежність коефіцієнта відносної зносостійкості від складу суміші, що насичує. Область максимальних значень розташована у верхньому та правому кутах концентраційного трикутника.

Звідси витікає, що мінімальний вміст активатора NH_4Cl відповідає максимальному значенню коефіцієнта відносної зносостійкості. Зі збільшенням вмісту NH_4Cl від 4 до 7 % спостерігається зниження до мінімуму, а потім збільшення зносостійкості.

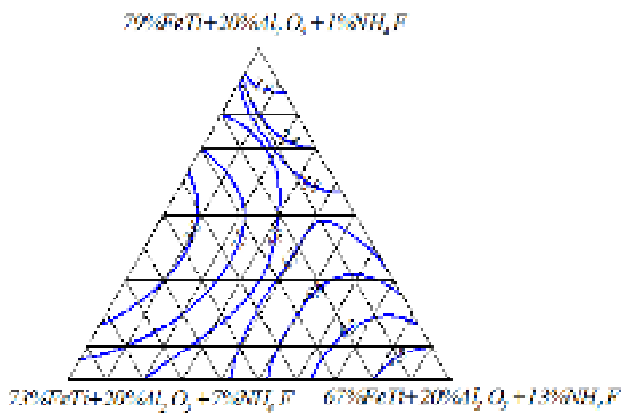


Рис. 16. Залежність окиснення дифузійного шару від складу суміші, що насичує

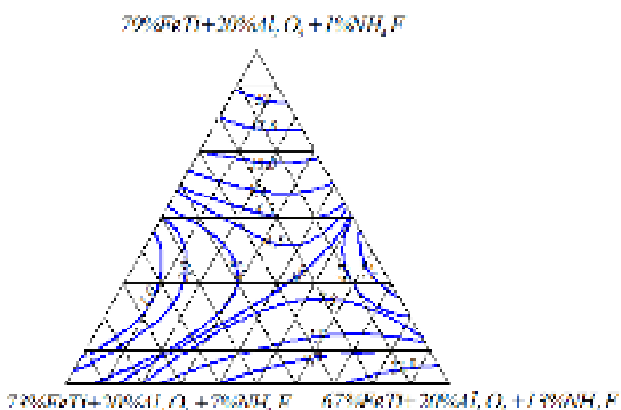


Рис. 17. Залежність коефіцієнта відносної зносостійкості дифузійного шару від складу суміші, що насичує

Дослідження впливу активаторів NH_4Cl , NH_4F , NaCl , NaF на процес титанування показує, що їх можна розділити на дві групи:

1. Активатори, сприяючі формуванню дифузійних шарів з високим вміст титану – NH_4Cl , NH_4F .
2. Активатори, що інтенсифікують процес титанування – NaF , NaCl , при відносно невисокій концентрації T_1 в шарі.

Аналіз діаграми «властивість-склад» підтверджує важливу роль активаторів в процесі титанування. За рахунок їх розкладання йде утворення галогенідів титану, що призводить до появи активних атомів титану, дифундуючих в матеріал, що насичує.

За отриманими даними можна зробити висновок, що найкращі властивості дифузійного титанованного шару спостерігається при використанні в якості активаторів NH_4Cl та NH_4F при вмісті їх в суміші, що насичує, від 8 до 13 %.

Висновки

1. При дифузійному титануванні для підвищення корозійної стійкості дифузійного шару в суміші, що насичує, необхідно вводити активатори NH_4Cl та NH_4F у кількості 10–13 %.
2. Високе значення коефіцієнта відносної зносостійкості при дифузійному титануванні може бути отримане при використанні в якості активатора NH_4F , властивість шару практично не залежить від його відсоткового вмісту в суміші, що насичує.
3. Введення в суміш активаторів NH_4Cl та NH_4F , що насичує, при дифузійному титануванні в межах 4–6 % забезпечує підвищення окислювальної стійкості дифузійного титанованного шару в 10–15 разів.
4. Застосування активаторів NaCl та NaF при дифузійному титануванні недоцільно, оскільки при їх введенні в суміші, що насичує, в кількості до 13 % не забезпечується отримання суцільного карбідного шару, що є причиною погіршення його властивостей.

Список літератури

1. Багатокомпонентні дифузійні покриття на основі титану, алюмінію та кремнію на нікелі / В. Г. Хижняк, Т. В. Лоскутова, О. Е. Дацюк, О. В. Хижняк // Наукові вісті НТУУ «КПІ»: науково-технічний журнал. – 2015. – № 1(99). – 79–84.
2. Фізико-хімічні умови процесу титанування азотуваних сплавів у середовищі хлору / Н. А. Курило, В. Г. Хижняк, В. І. Сігова, С. В. Марченко // Вісн. Сум. держ. ун-ту. Сер. Техн. науки. – 2008. – № 3. – С. 29–33.
3. Фазовий і хімічний склад дифузійних титаноалюмохромових покриттів. / О. Е. Дацюк, В. Г. Хижняк, Т. В. Лоскутова та ін. // Журн. нано- та електрон. фізики. – 2018. – 10. – № 3. – С. 03015-2 – 03015-4.
4. ДСТУ EN ISO 3651-1:2005 (ISO 3651-1:1998, IDT) Національний стандарт України. Сталі корозійноотривкі. Визначення тривкості до міжкристалітної корозії. Частина 1. Аустенітні та феритно-аустенітні (двофазні) сталі. Випробування на корозію у середовищі азотної кислоти визначенням втрати маси (випробування за Хю) – Київ: Держспоживстандарт України. – 2008. – 6 с.
5. Вакуумное диффузионное насыщение в условиях воздействия активатора и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) как метод получения многофункциональных комплексных покрытий / В. И. Змий, С. Г. Руденький, Н. Ф. Карцев, Н. С. Полтавцев // Вопросы атомной науки и техники. – 2007. – № 2. – С. 229–231.
6. Дослідження зносу чавунних поверхонь пар тертя, модифікованих титановою губкою / Л. П. Клименко, В. І. Андреев, Л. М. Дихта и др. // Двигатели внутреннего сгорания – 2018. – №1. – С. 63–66.
7. Мнацаканов Р. Г. Моделирование интенсивности изношения / О.О. Мікосянчик, Р.Г. Мнацаканов, М.С. Хімко / Problems of Friction & Wear. – 2015, Vol. 1. Issue 66. – P. 140–145. – Режим доступу: <http://web.aebsohost.com>.
8. Алімов В. І. Корозія та захист металів від корозії / Алімов В. І., Дурягіна З. А. – Донецьк-Львів: ТОВ «Східний видавничий дім». – 2012. – 328 с.

Одержано 09.12.2019

Кондрашова С. Г., Сапрыкин Е. В., Наумик В. В. Влияние состава насыщающей смеси на формирование структуры и свойств диффузного титанового слоя на сером чугуна

Цель работы. Изучение влияния состава насыщающей смеси на процессы поверхностного диффузионного насыщения серого чугуна.

Методы исследования. Микроструктурные исследования поверхностного слоя серого чугуна, полученного с использованием насыщающих смесей с различными активаторами и их процентным содержанием.

Получение математических моделей в соответствии с методикой симплексно-решетчатого планирования эксперимента, отражающих зависимость глубины диффузионного слоя, коррозионной стойкости, окисления, коэффициента относительной износостойкости от состава насыщающей смеси. Анализ полученных зависимостей.

Полученные результаты. На основе проведенных исследований установлено, что при диффузионном титанировании для повышения коррозионной стойкости диффузионного слоя в насыщающую смесь, необходимо вводить активаторы NH_4Cl NH_4F в количестве 10–13 %.

Введение в насыщающую смесь активаторов NH_4Cl NH_4F при диффузионном титанировании в пределах 4–6 % обеспечивает повышение окислительности диффузионного титанированного слоя в 10–15 раз.

Научная новизна. Установлены зависимости, характеризующие влияние состава насыщающей смеси на процессы диффузионного насыщения серого чугуна.

Анализом полученных диаграмм «свойства-состав» подтверждено, что за счет разложения активаторов в процессе титанирования идет образование галогенидов титана, что приводит к появлению активных атомов титана, диффундирующих в насыщающий материал.

Практическая ценность. Установлено, что лучшие свойства диффузионного титанированного слоя наблюдаются при использовании в качестве активаторов NH_4Cl NH_4F при их содержании в насыщающей смеси от 8 до 13 %.

Ключевые слова: серый чугун, диффузное насыщение, титанирование, активатор, глубина диффузионного слоя, коррозионная стойкость.

Kondrashova S., Saprykin Ye., Naumyk V. The effect of the saturating mixture composition on the structure and properties formation of the diffusion titanium layer on gray cast iron

Purpose of work. Studying the influence of the saturating mixture composition on the processes of surface diffusion saturation of gray cast iron.

Research methods. Microstructural studies of the surface layer of gray cast iron obtained using saturating mixtures with various activators and their percentage.

Obtaining mathematical models in accordance with the methodology of simplex-lattice experimental design, reflecting the dependence of the depth of the diffusion layer; corrosion resistance, oxidation, the coefficient of relative wear resistance on the composition of the saturating mixture. Analysis of the obtained dependencies.

Obtained results. Based on the studies, it was found that during diffusion titanium, to increase the corrosion resistance of the diffusion layer in the saturating mixture, it is necessary to introduce activators of NH_4Cl NH_4F in an amount of 10–13 %.

The introduction of NH_4Cl NH_4F activators into the saturating mixture during diffusion titaniation in the range of 4–6% provides an increase in the scale of the diffusion titanium layer by 10–15 times.

Scientific novelty. The dependences characterizing the influence of the saturating mixture composition on the diffusion saturation of gray cast iron are established.

An analysis of the obtained property-composition diagrams confirms that due to the decomposition of activators during titaniation, titanium halides are formed, which leads to the appearance of active titanium atoms diffusing into the saturating material.

Practical value. It has been established that the best properties of the diffusion titanated layer are observed when NH_4Cl NH_4F is used as activator when their content in the saturating mixture is from 8 to 13 %.

Key words: gray cast iron, diffuse saturation, titaniation, activator, diffusion layer depth, corrosion resistance.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.438

Д-р техн. наук Качан А. Я., Уланов С. А.

Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запоріжжє

ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ДИСКОВ КОМПРЕССОРОВ ГТД ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ОБРАБОТКОЙ В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ АБРАЗИВА

Цель работы. Повышение долговечности дисков компрессоров ГТД из титановых сплавов обработкой в псевдоожигенном слое абразива.

Методы и оборудование для исследования. Исследования проводились на дисках I ступени КНД из титанового сплава ВТЗ-1 и дисках IV и V ступеней КВД из титанового сплава ВТ-9 авиационного двигателя Д-36.

При изготовлении дисков компрессоров применялись технологические методы: ультразвуковое упрочнение (УЗУ) и обработка в псевдоожигенном слое абразива (ПСА).

УЗУ выполнялось на серийной установке АО «Мотор Сич», а обработка в ПСА – на установке АПС-600А.

Испытание дисков до и после обработки проводилось на специальном электрогидравлическом стенде с многоосной системой нагружения с применением приспособления с воспроизведением радиального и окружного напряжений в основании межпазового выступа.

Испытание проводилось при температуре образцов 390 °С и 430 °С.

Для измерения длины трещин и времени их появления в пазах, диски контролировали методом ЛЮМ-1-ОВ, а также с помощью микроскопа МПБ-2 и катетометра КМ-8.

Полученные результаты. Установлено, что для диска I ступени КНД из титанового сплава ВТЗ-1 сочетание увеличения радиуса выкружки с последующей обработкой в ПСА повышает их долговечность до появления трещины в 6 раз, а живучесть диска с трещиной – в 5,5 раз.

Живучесть диска составляет от 41 % до 77,8 % от полной долговечности.

Обработка дисков компрессора из титанового сплава ВТ-9 в ПСА создает в поверхностном слое остаточные напряжения сжатия с максимальной величиной до 300 МПа.

Испытание дисков I ступени КНД показало, что частота и форма диска влияют как на долговечность до появления трещины, так и на долговечность до разрушения дисков во всем исследованном диапазоне частот нагружения от 0,01 Гц до 1,0 Гц.

Испытания дисков IV и V ступеней КВД из титанового сплава ВТ-9 показали, что изменение температуры с 390 °С до 430 °С существенно влияния на изменение долговечности не оказывает. Введение выдержки в цикл нагружения существенно влияет на малоцикловую усталость дисков компрессора.

Увеличение времени выдержки до 60 с при тех же условиях нагружения снизило долговечность натуральных образцов в 10 раз.

Научная новизна. Показано, что обработка дисков компрессора из титановых сплавов в ПСА повышает их циклическую долговечность в 5...6 раз по сравнению с их обработкой по серийной технологии.

Практическая ценность. Предложена технологическая схема и отработаны режимы обработки дисков компрессора в ПСА, обеспечивающие повышение долговечности в 5...6 раз по сравнению с серийной технологией.

Ключевые слова: псевдоожигенный слой абразива, циклическая долговечность, ультразвуковое упрочнение, диски компрессора.

Введение

Надежность деталей ГТД определяется качеством их поверхностного слоя, который формируется в процессе изготовления на финишных технологических операциях.

Качество поверхностного слоя деталей ГТД в процессе изготовления обеспечивают целенаправленно с учетом конкретных условий их эксплуатации.

При изготовлении дисков компрессора одним из важных направлений повышения их эксплуатационных характеристик является разработка и внедрение в производство прогрессивных технологических методов, обеспечивающих высокое качество несущих поверхностей.

1 Анализ исследований и публикаций

Диски компрессора как в процессе изготовления, так и при эксплуатации получают различную повреждаемость, которая влияет на их долговечность [1].

Одним из направлений повышения несущей способности дисков компрессора является применение на финишных технологических операциях их изготовления отделочно-упрочняющих методов [2].

Для повышения несущей способности дисков компрессора наибольшее распространение получили следующие технологические методы: виброабразивная обработка, обработка в псевдооживленном слое абразива, дробеструйная обработка, ультразвуковое упрочнение, обработка стальными микрошариками, комбинированные отделочно-упрочняющие методы и др. [3].

Вибрационная обработка дисков компрессора на модернизированной установке ВУД-1000ДМ за 60 мин с амплитудой колебаний 4 мм и частотой 24 Гц в поверхностном слое вместо растягивающих напряжений наводит остаточные напряжения сжатия $\sigma_{ост} = -786,0$ МПа при глубине распространения до 22,4 мкм [4].

Обработка дисков компрессора в псевдооживленном слое абразива находит применение при полировании с уменьшением исходной шероховатости с $R_a = 2,5...5,0$ мкм до $R_a = 0,2...0,4$ мкм для скругления острых кромок и финишно-упрочняющей обработке элементов поверхностей.

В поверхностном слое создаются сжимающие остаточные напряжения $\sigma_{ост} = -200...270$ МПа (для сплава ЭИ-698ВД) и $\sigma_{ост} = -280...320$ МПа (для сплава ВТЗ-1) [5].

Ультразвуковое упрочнение ободной части дисков компрессора высокого давления приводит к повышению предела выносливости на 22,4 % при температуре 20 °С и на 11,5 % при температуре 550 °С по сравнению с обработкой после ПСА [6].

Повышение несущей способности дисков компрессора комбинированными отделочно-упрочняющими методами обработки обеспечивается за счет рационального выбора методов и режимов финишной обработки [7].

Сочетание методов обработки: протягивание паза + слесарное (притупление кромок) + обработка в ПСА + УЗУ 8 мин $D_{ш} = 1,0$ мм обеспечивает повышение предела выносливости натуральных образцов диска до $\sigma_{-1} = 285,0$ МПа и коэффициента упрочнения до $\beta = 2,91$ [8].

Повышение сопротивления усталости диска компрессора поверхностно-пластическим деформированием стальными микрошариками достигается за счет формирования в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений в пределах 250...370 МПа на глубине до 80 мкм.

Упрочненные образцы по сравнению с неупрочненными повышают циклическую долговечность на 50...70% [9].

В работе [10] показано, что повышение долговечности дисков компрессора возможно как за счет оптимизации геометрии паза, так и за счет формирования в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений.

2 Цель работы

Повышение долговечности дисков компрессоров ГТД из титановых сплавов обработкой в псевдооживленном слое абразива.

Методы для исследования и оборудование

Ультразвуковое упрочнение образцов, вырезанных из дисков компрессора

В качестве рабочих тел использовали шарики из стали ШХ15, диаметром 1,3 мм, общей массой 80...100 г.

Время обработки – 10 мин.

Ультразвуковое упрочнение образцов производили на серийной установке АО «Мотор Сич» с ультразвуковым генератором УЗГ-2-10 и магнитострикционным преобразователем типа ПМС-15А-18.

Резонансная частота колебаний преобразователя находилась в пределах 16...22 кГц, а амплитуда колебаний излучающей поверхности – 10...25 мкм.

Обработка дисков компрессора в псевдооживленном слое абразива

Обработка дисков в псевдооживленном слое абразива производилось на установке АПС-600А, где в соответствии со схемой деталь 1 помещали в слой абразивного зерна 2 и сообщали необходимую скорость V_0 . Абразивное зерно 2 размещалось в емкости 3 на опорной пористой решетке 4, под которую подавали поток Q_0 воздуха, оживающего слой абразива (рис. 1).

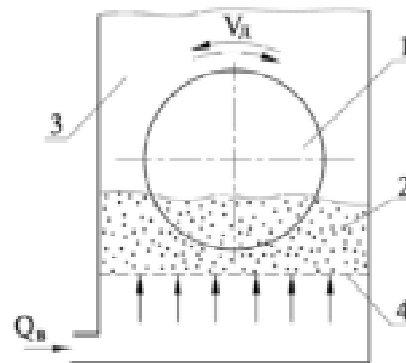


Рис. 1. Схема обработки дисков в псевдооживленном слое абразива

Технологические условия и режимы обработки

Использовались абразивные зерна электрокорундовой группы 24А, зернистостью № 40...80 со скоростью воздуха, оживающего абразив, равной 0,95 – 1,12 м/с.

Время обработки дисков из титановых сплавов – 3...6 мин;

Окружная скорость V_{δ} – 18 м/с;

Максимальный расход воздуха – 2000 м³/час;

Давление оживающего абразив воздуха в воздухоподающих камерах – 5...6 кПа.

Диск погружали в оживленный слой абразива на глубину, равную $1,0 R_d$ радиуса диска.

При требуемых величинах скругления боковых кромок торцев пазов диска не более 0,2...0,4 мм перед обработкой в псевдооживленном слое абразиве предварительно выполняли фаску «А» заданной величины по кромкам дна пазов (рис. 2).

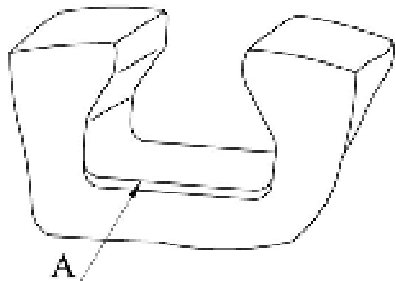


Рис. 2. Схема подготовки кромок под обработку в псевдооживленном слое абразива

При требуемых величинах скругления боковых кромок торцев пазов более 0,2...0,4 мм перед обработкой в псевдооживленном слое абразива выполняли фаски «А» и «Б» заданной величины по всему контуру торцев пазов (рис. 3).

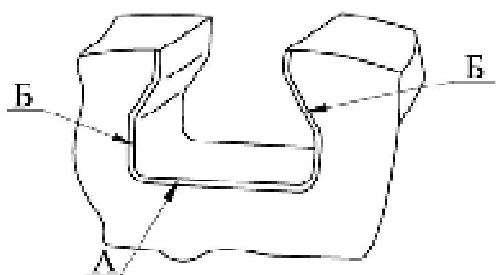


Рис. 3. Схема подготовки кромок под обработку в псевдооживленном слое абразива

Испытания дисков до и после обработки

Для испытания дисков I ступени КНД авиационного двигателя Д-36 применялся электрогидравлический стенд с многоосной системой нагружения.

Испытания образцов, вырезанных из дисков IV и V ступеней КВД авиационного двигателя Д-36 проводились в соответствии со схемой, представленной на рис. 4. При этом к межпазовому выступу прикладывалось усилие,

равное центробежной силе лопатки и межпазового выступа, воспроизводящее радиальное напряжение, а за счет изгиба плеч образца воспроизводились окружные напряжения в основании межпазового выступа.

Испытания проводились при температуре образцов 390 °С и 430 °С.

Исследовалось влияние псевдооживленной обработки как на новом диске I ступени КНД, так и на диске, имеющем наработку на технологическом двигателе.

Для измерения длины трещин и времени их появления в пазах, диски контролировали методом ЛЮМ-1-ОВ, а также с помощью микроскопа МПБ-2 и катетометра КМ-8.

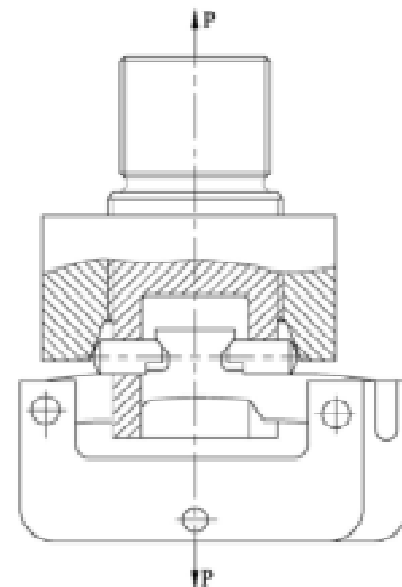


Рис. 4. Схема испытания образцов из дисков IV и V ступени КВД

За долговечность до появления трещины N_m принята долговечность, при которой длина трещины равнялась 0,3 мм. Долговечность до разрушения N_p равна долговечности до разрушения с отделением части диска.

Живучесть диска $N_{жс}$ равна долговечности от появления первой трещины и до разрушения. Живучесть диска определяется по формуле:

$$N_{жс} = N_p - N_m,$$

где N_p – долговечность диска до разрушения, цикл;

N_m – долговечность до появления трещин длиной, равной 0,3 мм, цикл.

3 Результаты исследований и их обсуждение

Результаты экспериментальных испытаний дисков I ступени КНД из титанового сплава ВТ3-1 представлены на рис. 5, 6, 7, из которых следует, что сочетание увеличения радиуса выкружки с последующей обработкой в ПСА повышает долговечность до появления трещины (см. рис. 5) в 6 раз, а живучесть диска (см. рис. 7) с трещиной в 5,5 раз.

Предварительная наработка диска в составе двигателя в течение 2640 циклов незначительно снизила долговечность до появления трещины по сравнению с новым диском с увеличенным радиусом $R = 2$ мм и последующей обработкой в ПСА. При этом долговечность отремонтированного диска возросла в 5 раз, по сравнению с серийным диском (см. рис. 6).

Живучесть дисков составляет от 41 % до 77,8 % от полной долговечности, т. е. в среднем более половины всего ресурса (см. рис. 7).

Обработка дисков компрессора из титановых сплавов ВТ-9 в ПСА создает в поверхностном слое остаточные напряжения сжатия с максимальной величиной до 300 МПа и глубиной распространения до 70 мкм (рис. 8).

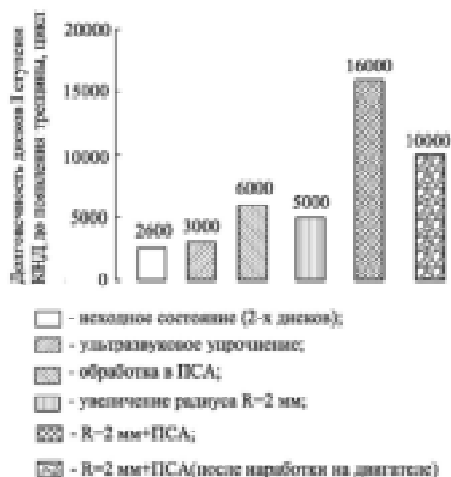


Рис. 5. Долговечность диска I ступени КНД авиадвигателя Д-36 до появления трещин для различных вариантов его изготовления

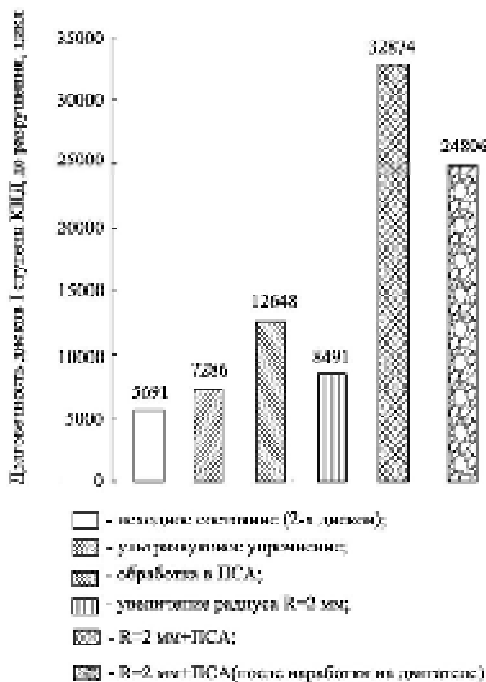


Рис. 6. Долговечность диска I ступени КНД авиадвигателя Д-36 до разрушения для различных вариантов его изготовления

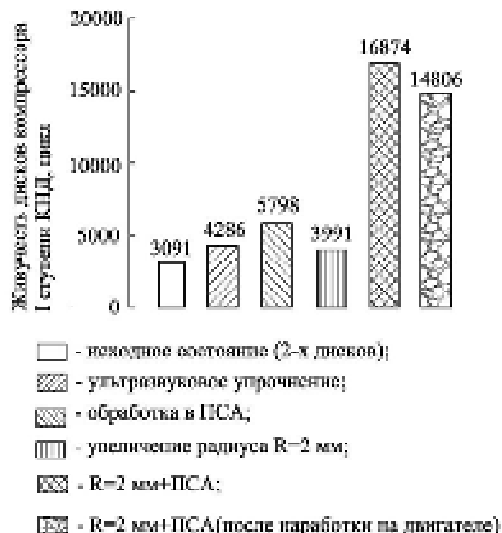


Рис. 7. Живучесть дисков I ступени КНД авиадвигателя Д-36 для различных вариантов его изготовления

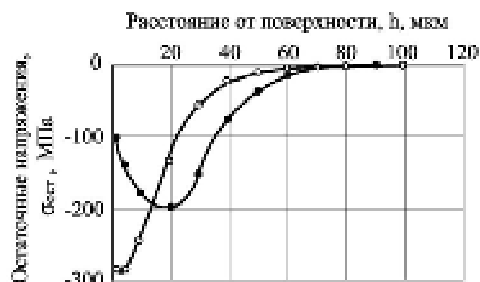


Рис. 8. Распределение остаточных напряжений в полоте дисков после точения и последующей обработки в ПСА:

• – точение; о – ПСА; титановый сплав ВТ-9

Испытание дисков I ступени КНД показало, что влияние частоты и формы цикла оказывает влияние как на долговечность до появления трещины, так и на долговечность до разрушения дисков во всем исследованном диапазоне частот нагружения от 0,01 Гц (с выдержкой 60 с) до 1,0 Гц.

Долговечность до появления трещины N_m возрастает с повышением частот нагружения. Увеличение частоты с 0,1 Гц до 1,0 Гц привело к повышению долговечности в 3 раза для серийного диска. Для дисков с $R = 2$ мм и меньшим размахом деформации в цикле нагружения подобное влияние сохраняется, однако для диска с $R = 2$ мм + ПСА изменение частоты нагружения в 2 раза не оказало влияния на долговечность до появления трещины.

Выдержка более 3 с для $f = 0,1$ Гц не оказывает существенного влияния на трещиностойкость дисков. Увеличение радиуса выкружки снижает эффект влияния частоты нагружения, а для диска с $R = 2$ мм + ПСА изменение частоты нагружения в 2 раза не оказывает существенного влияния на циклическую трещиностойкость (табл. 1).

Таблиця 1 – Результати испытаний дисков I ступени КНД

Варианты конструктивно-технологического выполнения	Условия испытания частота, Гц выдержка, с	Долговечность до появления трещины длиной 0,3 мм N_m , цикла	Долговечность до разрушения N_p , цикл	Живучесть диска $N_{жс} = N_p - N_m$ цикл
Исходное состояние (среднее для 2-х дисков)	$\frac{0,1}{3}$	2600	5691	3091
Исходное состояние $R = 1,2$ мм	0,2	2000	9014	7014
Исходное состояние $R = 1,2$ мм	$\frac{1,0}{3}$	4000	14789	10789
Исходное состояние $R = 1,2$ мм	$\frac{0,01}{60}$	911	3731	2820
Обработка в ПСА	$\frac{0,1}{3}$	6600	12648	6048
Увеличенный радиус $R = 2$ мм	$\frac{0,1}{3}$	5000	8491	3491
Увеличенный радиус $R = 2$ мм	0,2	5000	15876	10876
$R = 2$ мм + ПСА	$\frac{0,1}{3}$	16000	32874	16874

Испытания дисков IV и V ступени КВД из титанового сплава ВТ-9 показали, что при изменении температуры с 390°C до 430°C (для V ступени КВД) существенного изменения долговечности не происходит. Введение выдержки в цикле нагружения существенно влияет на малоцикловую усталость дисков компрессора.

При кратковременной выдержке на максимальной нагрузке цикла $t_{выд} = 5$ с малоцикловая усталость на уровне эксплуатационных нагрузок снижается в 3...6 раз. Увеличение времени выдержки до 60 с при тех же условиях нагружения снизило долговечность натурных образцов в 10 раз (рис. 9).

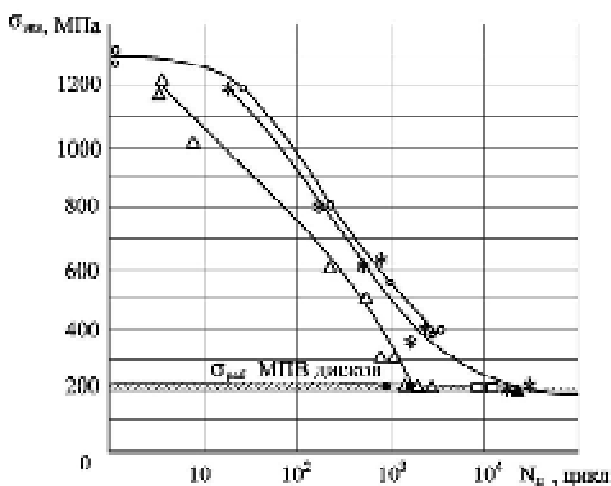


Рис. 9. Кривые малоциклового усталости дисков IV и V ступеней КВД:

*; □; ● – натурные образцы из дисков IV ступени КВД при $T = 390$ °C; * – без выдержки, □ – с выдержкой 5 с, ● – с выдержкой 60 с; △; ▲ – натурные образцы из дисков V ступени КВД при $T = 430$ °C; ▲ – без выдержки, △ – с выдержкой 60 с; ○ – круглые образцы с надрезом $\rho = 0,1$, $\alpha_Q = 4,9$, $T = 450$ °C

Следовательно, неучет реальных условий нагружения дисков ГТД в процессе эксплуатации может привести к ошибке в определении фактической долговечности в 2...10 раз. Поэтому при формировании режимов испытаний дисков необходимо учитывать влияние частоты и формы цикла нагружения.

Долговечность образцов из дисков IV и V ступеней КВД при испытаниях с выдержкой 1 мин сопоставима с долговечностью дисков, имеющих трещины или обрыв МПВ при стендовых испытаниях в составе двигателя и находится в диапазоне 950...3700 циклов (рис. 10).

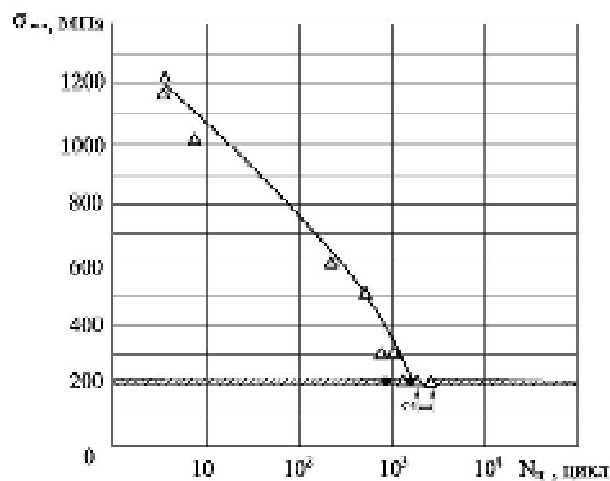


Рис. 10. Сравнение результатов испытания дисков IV и V ступеней КВД при испытании на натурных образцах

● – образцы из дисков IV ступени КВД при $T=390$ °C, $T_{выд} = 60$ с; △ – образцы из дисков V ступени КВД при $T=430$ °C, $T_{выд} = 60$ с;
1 – обрыв МПВ диска IV ступени КВД дв. №22530370027;
2 – трещины у основания МПВ при испытании дв. №136-14

Выводы

1. При увеличении радиуса выкружки паза в диске с $R = 1,2$ мм до $R = 2$ мм долговечность дисков возросла в 2 раза.
2. Обработка дисков в ПСА повышает их долговечность в 2,5...3 раза.
3. Обработка диска с увеличенным радиусом $R = 2$ мм в выкружке паза методом ПСА повышает долговечность в 5...6 раз по сравнению с серийным диском.
4. Живучесть дисков составила от 41 до 77,8 % от полной долговечности.
5. Долговечность до разрушения межпазовых выступов дисков IV и V ступеней КВД составила 950...3700 циклов.

Список литературы

1. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Диски компрессора и турбины: монография / В. А. Богуслаев, И. Ф. Кравченко, А. Я. Качан и др. – Ч. III. – Запорожье : АО «Мотор Сич», 2011. – 428 с.
2. Богуслаев В. А. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД / В. А. Богуслаев, В. К. Яценко, В. Ф. Притченко. – К. : Манускрипт, 1993. – 333 с.
3. Агишев Б. М. Применение методов поверхностного пластического деформирования для повышения усталостной прочности дисков компрессоров авиационных ГТД / Б. М. Агишев, А. А. Еланцев, Н. В. Моисеенков // Проблемы прочности. – 1977. – № 3. – С. 114–116.
4. Картышев Б. Н. Виброобработка дисков ГТД / Б. Н. Картышев, А. Б. Родиченко // Авиационная промышленность. – 1976. – № 3. – С. 23–25.
5. Технология производства авиационных двигателей. Часть III. Методы обработки деталей авиационных двигателей / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, В. К. Яценко и др. – Запорожье : Изд. ОАО «Мотор Сич», 2008. – 628 с.
6. Сахно А. Г. Оптимизация режима ультразвукового упрочнения ободной части дисков компрессора / А. Г. Сахно, В. К. Яценко, И. А. Стебельков // Авиационная промышленность. – 1993. – № 2. – С. 12–13.
7. Яценко В. К. Критерии оценки поверхностного упрочнения деталей машин / В. К. Яценко, Н. А. Костенко // Проблемы прочности. – 1985. – № 3. – С. 23–26.
8. Гончар Н. В. Выносливость ободной части дисков компрессоров из жаропрочного сплава ЭИ 698-ВД в условиях рабочих температур / Н. В. Гончар, В. К. Яценко, Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 20–23.
9. Катаев Н. К. Повышение надежности работы диска компрессора низкого давления ГТД / Н. К. Катаев // Совершенствование процессов абразивно-отделочной и упрочняющей технологии в машиностроении : сб. науч. трудов. – Пермь : Изд. Пермский Политехнический институт. – 1984. – С. 109–113.
10. Исследование геометрических параметров пазов диска компрессора типа «пласточкин хвост» и определение их оптимального сочетания / Н. В. Гончар, Д. В. Павленко, М. А. Трубников [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2007. – №1. – С. 60–65.

Одержано 25.10.2019

Качан О. Я., Уланов С. О. Підвищення довговічності дисків компресорів ГТД із титанових сплавів обробкою в псевдозрідженому шарі абразиву

Мета роботи. Підвищення довговічності дисків компресорів ГТД із титанових сплавів обробкою в псевдозрідженому шарі абразиву.

Методи і устаткування для дослідження. Дослідження проводилися на дисках I ступеня КНТ із титанового сплаву ВТ3-1 і дисках IV і V ступенів КВТ із титанового сплаву ВТ-9 авіаційного двигуна Д-36.

При виготовленні дисків компресорів застосовувалися технологічні методи: ультразвукове зміцнення (УЗЗ) і обробка в псевдозрідженому шарі абразиву (ПЗА).

УЗЗ виконувалося на серійній установці АТ «Мотор Січ», а обробка в ПЗА – на установці АПС-600А.

Випробування дисків до та після обробки проводилося на спеціальному електрогідравлічному стенді із багатовісною системою навантаження із застосуванням пристосування з відтворенням радіальної і окружної напруг у основі міжпазового виступу.

Випробування проводилося при температурі зразків 390°C та 430°C.

Для вимірювання довжини тріщин і часу їхньої появи в пазах диски контролювали методом ЛЮМ-1-ОВ, а також за допомогою мікроскопа МПБ-2 і катетометра КМ-8.

Отримані результати. Установлено, що для дисків I ступеня КНТ із титанового сплаву ВТ3-1 сполучення збільшення радіуса викружки із подальшою обробкою в ПЗА підвищує їх довговічність до появи тріщини у 6 разів, а живучість дисків із тріщиною – у 5,5 разів.

Живучість диска становить від 41% до 77,8% від повної довговічності.

Обробка дисків компресора з титанового сплаву ВТ-9 у ПЗА створює в поверхневому шарі залишкові напруги стиску із максимальною величиною до 300 МПа.

Випробування дисків I ступеня КНТ показало, що частота і форма диска впливають як на довговічність до появи тріщини, так і на довговічність до руйнування дисків у всьому дослідженому діапазоні частот навантаження від 0,01 Гц до 1,0 Гц.

Випробування дисків IV і V ступенів КВТ із титанового сплаву ВТ-9 показали, що зміна температури з 390°C до 430°C істотно не впливає на зміну довговічності. Введення витримки у цикл навантаження істотно впливає на малоциклову утомленість дисків компресора.

Збільшення часу витримки до 60 с при тих самих умовах навантаження знизило довговічність натурних зразків у 10 разів.

Наукова новизна. Показано, що обробка дисків компресора із титанових сплавів у ПЗА підвищує їхню циклічну довговічність у 5...6 разів порівняно з їхньою обробкою за серійною технологією.

Практична цінність. Запропоновано технологічну схему і відпрацьовано режими обробки дисків компресора в ПЗА, що забезпечують підвищення довговічності у 5...6 разів порівняно із серійною технологією.

Ключові слова: псевдозріджений шар абразиву, циклічна довговічність, ультразвукове зміцнення, диски компресора.

Kachan A., Ulanov S. Increasing fatigue life of gte compressor disks made of titanium alloys by discs treatment in fluidized abrasive layer

Purpose. Increasing fatigue life of GTE compressor disks made of titanium alloys by discs treatment in the fluidized abrasive bed.

Investigation methods and equipment. The investigations were carried out using LPC stage I discs of BT3-1 alloy and HPC stages IV and V discs made of BT-9 titanium alloy of Д-36 aircraft engine.

In the process of discs manufacture the following manufacturing methods were used: ultrasonic hardening and treatment in the fluidized abrasive bed.

The ultrasonic hardening was carried out using Motor Sich serial installation and the fluidized abrasive bed treatment – using the АПС-600А installation.

The discs were tested before and after the treatment on a special electrohydraulic test bench with a multi-axis loading system using a fixture reproducing radial and circumferential stresses at the base of an inter-slot projection.

The testing was carried out at specimens temperature of 390 °C and 430 °C.

For measuring the length of cracks and the time of their occurrence in the slots, the discs were inspected by ЛЮМ-1-ОВ method and using the МПБ-2 microscope and КМ-8 cathetometer.

Obtained results. It has been established that for LPC stage I discs made of BT3-1 alloy the increased fillet radius combined with subsequent treatment in the fluidized abrasive bed increases fatigue life of the discs by 6 times before crack occurrence, and increases durability of the disc with a crack by 5.5 times.

Durability of a disc is within 41 % to 77.8 % of their total fatigue life .

Treatment of the compressor discs made of BT-9 titanium alloy in the fluidized abrasive bed creates residual compression strain up to 300 MPa in the surface layer.

Testing of the LPC stage I discs showed that frequency and shape of the discs effect both fatigue life prior to a crack occurrence and durability prior to discs destruction within the entire investigated loading frequency range of 0.01 Hz to 1.0 Hz.

Testing of HPC stages IV and V discs of BT-9 titanium alloy showed that temperature variation within 390 °C to 430 °C did not contribute significantly to the fatigue life change. Introduction of endurance into the loading cycle has a considerable effect on the low-endurance fatigue of the compressor discs.

Increase of the soak time up to 60 seconds under the same loading conditions decreased fatigue life of the full-scale specimens by 10 times.

Scientific novelty. It was demonstrated that treatment of the compressor disks made of titanium alloys in the fluidized abrasive bed increases their cyclic life by 5 to 6 times in comparison with their treatment in accordance with serial technology.

Practical effect. A process sheet was proposed and the modes of compressor discs treatment in the fluidized abrasive layer were developed that provide increase of the fatigue life by 5 to 6 times as compared with a serial technology.

Key words: fluidized abrasive bed, cyclic life, ultrasonic hardening, compressor disks.

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОЦІНКА ТЕРМОЦИКЛІЧНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАЗМОВИХ УЩІЛЬНЮЮЧИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ВУЗЛІВ ГАЗОТУРБІННИХ УСТАНОВОК

Актуальність роботи. Одним з раціональних способів підвищення зносостійкості деталей машин є локальний захист ділянок підвищеного зносу елементами зі зносостійких матеріалів. Таку захисну структуру можна забезпечити попереднім нанесенням покриттів за допомогою плазмового напилювання. Це зокрема, стосується плазмового ущільнюючого покриття вузлів газотурбінних установок, які, наприклад, використовуються в складі суднового обладнання. При цьому зазначені вузли неминуче піддаються впливу досить високих температур, зокрема термоудару, що може призвести до руйнування покриття. У зв'язку з цим робота спрямована на пошук рішення актуального науково-практичного завдання – отримання ущільнюючих покриттів, виконаних плазмовим напилюванням, стійких до термоудару та аналіз умов експлуатації ущільнюючих покриттів для оцінювання їх впливу на напилений шар.

Мета роботи – визначення термічної стійкості ущільнюючих покриттів, в тому числі при термоциклічних випробуваннях на газодинамічному стенді, та оцінка впливу умов експлуатації на мікроструктуру і фазовий склад напиленого шару.

Методи дослідження. Для дослідження мікроструктури використана оптична і растрова електронна мікроскопія. Твердість зразків вимірювали за допомогою твердоміра Віккерса. Використовувалась розроблена установка для визначення стійкості покриття до тепловмінь. Проводився рентгенофазовий аналіз.

Результати. Запропоновані ущільнення на основі самофлюсуючого сплаву ПГ-10К-01 з добавками твердих змащень С(Ni) і ВN(Ni) можуть працювати за температур до 1000...1050 °С, що відповідає умовам в продуктах згоряння палива ДС. У результаті випробувань встановлено, що два варіанти розроблених ущільнень ПГ-10К-01+20 %С(Ni) і ПГ-10К-01+20 %ВN(Ni) за корозійно-ерозійною і термічною стійкістю перевершують серійне осередкове (стільникове) ущільнення з серійним наповнювачем УМ-16П.

Наукова новизна. Уперше проведено комплексне дослідження та оцінка термоциклічної стійкості на термоудар ущільнюючих покриттів, виконаних плазмовим напиленням вузлів газотурбінних агрегатів. Встановлено, що в структурі яка напилена з цілеспрямованим вибором складових ПГ-10К-01+20 %С(Ni) і ПГ-10К-01+20 %ВN(Ni) за корозійно-ерозійною і термічною стійкістю перевершують серійне осередкове (стільникове) ущільнення з наповнювачем УМ-16Пта 20Б.

Практична цінність. Показана принципова можливість заміни плазмового напилювання в контрольованій атмосфері плазмовим напиленням спеціально обраними складовими на повітрі, що дає суттєві технічні та технологічні переваги. Запропоновані модернізовані типи ущільнюючих покриттів, які суттєво переважають ті, що застосовувалися до сьогодні.

Ключові слова: плазмове напилювання, вузли, ущільнення, дослідження, нові складові, умови використання, термічна стійкість, мікроструктура.

Вступ

Зношування вважають однією з найважливіших проблем сучасної промисловості. Будь-які деталі схильні до зношування від дії робочого середовища. Цей процес призводить до зміни структури металу, частково геометрії деталей і, в підсумку, виходу їх з ладу. Залежно від виду зношування його швидкість змінюється в дуже широких межах. Одним з найбільш агресивним є зношування, що виникає при дії високої температури, в процесі роботи ущільнюючого покриття вузлів газотурбінних установок.

Плазмове напилювання ущільнюючих покриттів вузлів газотурбінних установок є однією з низки технологій покращення здатності обладнання виконувати протягом визначеного часу певний обсяг напрацювання без створення позаштатних ситуацій.

Плазмове напилення є оптимальним варіантом як відновлення конструкції, так і надання певним деталям нових фізичних якостей, які спроможні надати високі експлуатаційні результати.

Якість плазмового напилення визначається низкою складових, серед яких матеріли, режими ведення про-

цесу напилення, умови експлуатації, складові напиленого шару тощо.

Вказані складові визначають стійкість ущільнюючих покриттів. З параметрів стійкості одним із найвпливовіших є термоциклічна стійкість, що характерна для роботи газотурбінних установок, двигунів та їм подібного обладнання.

Враховуючи вищевказане та розглядаючи стійкість ущільнюючих покриттів вузлів обладнання треба визначити, які матеріали та технології найбільш раціональні при плазмовому напиленні для забезпечення саме термоциклічної стійкості. Це можливо при проведенні комплексних досліджень з використанням сучасного вимірювального обладнання та методичних розробок.

Мета роботи – підвищення ефективності процесу плазмового напилення ущільнюючих покриттів на основі, в тому числі, досліджень термоциклічної стійкості на термоудар, впливу умов експлуатації на мікроструктуру і фазовий склад напиленого шару з розробкою нових складових матеріалу напилення.

Аналіз публікацій за темою роботи

Збільшення зносостійкості вузлів та деталей може бути досягнуто кількома шляхами. Широко використовуються методи нанесення захисних шарів і у вигляді напилення та наплавлення [1–3].

Процеси плазмового наплавлення, маючи низку технологічних переваг перед іншими видами відновлення і створення робочих шарів виробів, широко використовуються в низці галузей промисловості. Це, зокрема, стосується відновлення та зміцнення відповідальних вузлів суднових двигунів [4–5].

В останній час вже виконано низку досліджень, які скеровані на виявлення напрямків підвищення якості напиленого шару [6–8]. Це стосується вивчення напруженого стану напилених покриттів з розробкою відповідних рекомендацій тощо.

В той же час досягнутий на сьогодні рівень знань щодо технологічного процесу плазмового напилення явно не достатній для подальшого підвищення якості напилених виробів.

Сучасний стан методик вивчення, обладнання для проведення широкого дослідження стану напиленого шару [9–10] дозволяє виявити його нові властивості і на цій основі розробити нові техніко-технологічні рішення і запропонувати їх промисловості.

В представленій роботі основна увага приділяється проблемам розроблення коректних і придатних до використання в технологічних цілях за критеріями надійності, зносостійкості підвищення ресурсу роботи нових матеріалів та умов їх нанесення та використання. Це відповідає ISO 9000:2015, де зазначено, що ефективність будь-якої технології – це співвідношення між досягнутими результатами при розробці і виробництві продукції, що випускається, і використаними ресурсами на її виготовлення [11].

Одним із напрямків вивчення та створення ефективних засобів впливу на технічні та технологічні особливості є дослідження, які пов'язані з термоциклічною стійкістю ущільнюючих покриттів отриманих плазмовим напиленням [12–13].

Оцінка термоциклічної стійкості на термоудар

Результати випробувань на термоциклічну стійкість ущільнюючих покриттів у лабораторних умовах показали, що відшарування відбувається по границі підкладка-покриття. Звідси випливає, що необхідно напиляти підшар із порошку ПГ-10К-01 без твердого змащення, що підвищить міцність зчеплення. Крім того, при дослідженні теплопровідності ущільнень виявлено, що наявність у покритті ZrO_2 знижує його теплопровідність.

Зазначені передумови поставили задачу оптимізації пошарового складу ущільнень, напилених на повітрі й у вакуумі. Для вибору перспективного пошарового складу користувалися оцінкою термоциклічної стійкості. Оцінювали термоциклічну стійкість по твердому режимі (термоударі). Для цього ущільнюючі покриття наносили на повітрі і у вакуумі на пластини зі сплаву ЧС-70 розміром $40 \times 40 \times 3$ мм. Торці пластин шліфували до появи границі «підкладка-покриття» і встановлювали в спеціальний контейнер (по 5 шт.) на відстані 20 мм. Нагрівання пластин з покриттями здійснювали в електричній муфельній печі СМОЛ-1,6,2,5.1/9-114 до $900^\circ C$, охолодження – у проточній воді, при температурі $20^\circ C$. Усі плазмонанілені покриття термооброблювали у вакуумі при температурі $1070^\circ C$ протягом двох годин. Пошаровий склад, умови напилення, міцність зчеплення й кількість термоциклів до руйнування ущільнюючих покриттів наведені в таблиці 1.

Плазмове напилення ущільнюючих покриттів виконували на установці УПУ-3Д на режимах: I, A–250...300; U, B–80...108; Q (Ar), л/хв–20...30.

Серія дослідів показали, що ущільнюючі покриття на основі ПГ-10К-01 з добавками твердого змащення мають максимальні оцінки термоциклічної стійкості і показники міцності на зріз при нанесенні підшару із ПГ-10К-01 товщиною 0,1 мм у вакуумі незалежно від складу й умови напилення наступних шарів.

Розподіл вуглецю в ущільнюючих покриттях досліджували на електронно-зондовому мікроаналізаторі «Суперпроб-733» (Японія). Результати представлені на рис. 1.

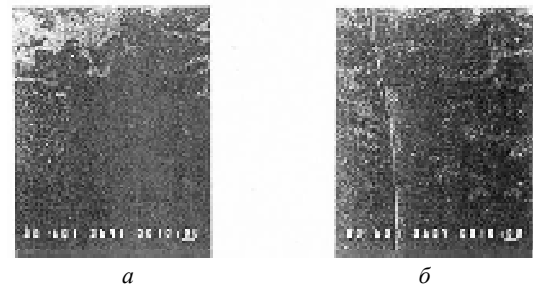


Рис. 1. Розподіл вуглецю в ущільнюючих покриттях ПГ-10К-01+20 %C(Ni), $\times 600$:
а – напилено у вакуумі; б – напилено на повітрі

Таблиця 1 – Міцність зчеплення та результати випробувань на термоциклічну стійкість ущільнюючих покриттів

Склад покриттів	Товщина, мм	Умови напilenня	Міцність зчеплення на зріз, МПа	Кількість термоциклів до руйнування	Характер руйнування
ПГ-10К-01	0,1	повітря	310	142	повне відшарування
ПГ-10К-01+20 %C(Ni)	1,9	повітря	310	142	
ПГ-10К-01	0,1	вакуум	350	151	часткове відшарування
ПГ-10К-01+20 %C(Ni)	1,9	вакуум	350	151	
ПГ-10К-01	0,1	вакуум	345	147	часткове відшарування
ПГ-10К-01+20 %C(Ni)	1,9	повітря	345	147	
ПГ-10К-01+20 %C(Ni)	2,0	повітря	110	42	повне відшарування
ПГ-10К-01+20 %C(Ni)	2,0	вакуум	150	83	часткове відшарування
ПГ-10К-01	0,1	вакуум	355	161	часткове відшарування
ПГ-10К-01+10 %C(Ni)	1,9	повітря	355	161	
ПГ-10К-01	0,1	повітря	310	37	повне відшарування
ПГ-10К-01+20 %BN(Ni)	1,9	повітря	310	37	
ПГ-10К-01	0,1	вакуум	345	113	часткове відшарування
ПГ-10К-01+20 %BN(Ni)	1,9	вакуум	345	113	
ПГ-10К-01	0,1	вакуум	350	102	часткове відшарування
ПГ-10К-01+20 %BN(Ni)	1,9	повітря	350	102	
ПГ-10К-01	0,1	повітря	305	15	часткове відшарування
ПГ-10-01+20 %ZrO ₂ (Ni)	0,4	повітря	305	15	
ПГ-10К-01+20 %BN(Ni)	1,8	повітря	305	15	
ПГ-10К-01	0,1	вакуум	350	145	часткове відшарування
ПГ-10-01+20 %ZrO ₂ (Ni)	0,4	повітря	350	145	
ПГ-10К-01+20 %BN(Ni)	1,8	повітря	350	145	

Отримані результати (рис. 1) показують, що при напilenні у вакуумі графіт, плакований нікелем, розподіляється по покриттю нерівномірно. Причина цього явища полягає у величинах швидкості потоку і розміру плями напilenня, що значно більше, ніж при напilenні на повітрі. Розвита поверхня плакованих часток сприяє нерівномірному їхньому розподілу, збільшенню концентрації від центру плями напilenня до периферії.

Результати дослідження розподілу вуглецю в ущільнюючих покриттях дозволяють рекомендувати доводити вміст C(Ni) до 20 %.

Термоциклічні випробування на газодинамічному стенді

Корозійні і термоциклічні випробування здійснювали на натуральних зразках-вставках кращих дослідних ущільнюючих покриттях, за даними табл. 2, на газодинамічному стенді. Для цього вставки додатково оброблялися на електроерозійному верстаті з метою заглиблення робочої поверхні для нанесення плазмового ущільнюючого покриття. Підготували дві вставки з осередками і три – без них.

Поглиблення робочої поверхні становило 1,8...2,0 мм. Залишкова глибина осередків близько 1 мм. Обидва типи вставок представлені на рис. 2. Перед напilenням вставки піддавалися знежиренню й піскоструменевій обробці. Залишкові осередки на двох вставках покликані підвищити адгезію покриття, а отже, й стійкість до тепловмінів.

Після напilenня вставки термооброблювали у вакуумі при 1050 °С 1,5 год. Загальний вид вставок з напilenням

ними ущільнюючими покриттями наведений на рис. 3.

Випробуванням піддавали вставки з покриттями, склад яких приведений у табл. 2. Вставки з ущільнюючими покриттями приварювали до касети (рис. 4) Для порівняння встановлена вставка (з отвором) з осередковим ущільненням.

Нагрівання здійснювали високотемпературним газовим потоком продуктів згорання, що імітує роботу ГТУ. При цьому напilenі поверхні розташовувалися під кутом приблизно 45° до напрямку потоку.

Підвищення температури вставок з 80 °С до 1050 °С відбувалося за 30 °С, витримка – 30 °С, охолодження до 80 °С здійснювали продувкою холодного повітря за 2 хв. Через 1000 циклів проведений огляд деталей. Вставки NN 001*, 002*, 0011, 005 витримали випробування без істотних зауважень, а вставка N 004 мала зруйноване покриття.

На вставці N 004 з покриттям ПГ-10К-01 + 10 % С (Ni) спостерігалися часткові відшарування покриттів (рис. 4) у місцях, де товщина перевищувала висоту буртика вставки. В середній частині покриття по-світліло і з'явилися світло-коричневі розводи. Глибока тріщина поперек покриття вставки N005 у самому верху, можливо, пояснюється занадто великою товщиною покриття, що піднімається над буртиком вставки (0,5 мм). У цьому випадку колір покриття не змінився. Не має зауважень вставка N 002* з покриттям проплавленим електронним променем рядками. Колір покриття не змінився, воно оброблено в рівень з буртиками вставки. Вставка N 001* мала відшарування у місцях, де над буртиками піднімалося покриття, колір останнього не змінився.

Таблиця 2 – Склад покриттів, напилених на вставки

Номер вставки	Склад робочого шару товщиною близько 2 мм	Примітки
001*	ПГ-10К-01+10%С(Ni)	гладка поверхня
0011	ПГ-10К-01+20%С(Ni)	осередки **
002*	ПГ-10К-01+20%ВN(Ni)	гладка поверхня
004	С(Ni)+10%Si	напилення у вакуумі
005	ПГ-10К-01+20%ВN(Ni)	осередки **

Примітка. * Вставки N001 і N002 проплавлені електронним променем (рядками). ** Глибина осередків у два рази менше, ніж у вихідному ущільненні

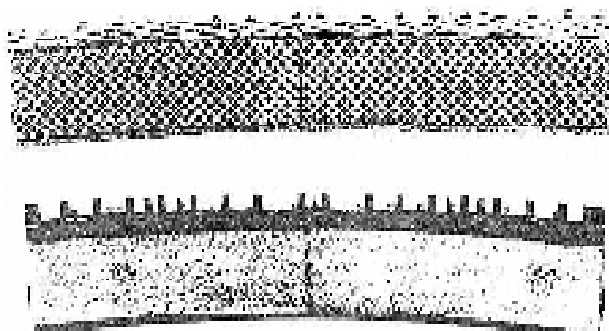


Рис. 2. Вставки із заглибленою робочою поверхнею для нанесення ущільнюючих покриттів

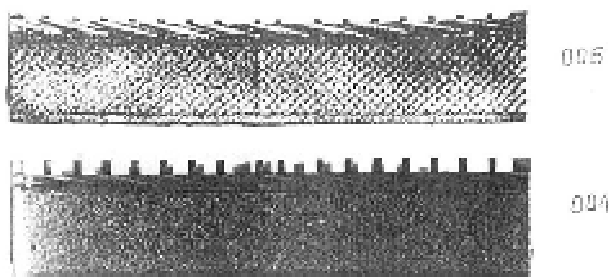


Рис. 3. Вставки NN004, 005 з ущільнюючими покриттями, при плазмовому напиленні

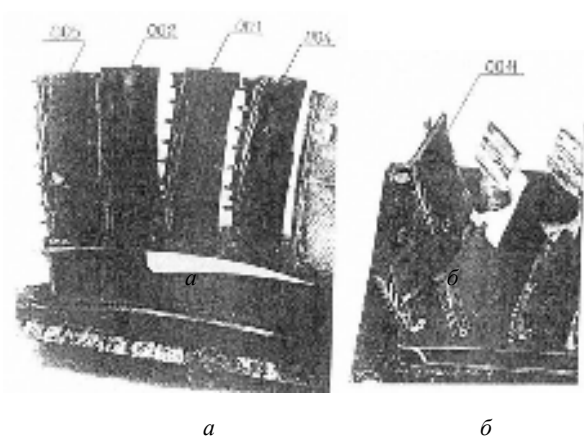


Рис. 4. Загальний вид касети зі вставками: а – вид збоку; б – вид зверху

Покриття вставки N 004 зруйнувалося на площі близько 40 %. Це пояснюється низькою міцністю зчеплення, що призвело до здуття і розпушення. Вставка з круглимнаскрізним отвором у верхній частині (див. рис. 4) з наповнювачем УМ-16П, застосовувана на виробництві, по всій поверхні містить дрібні (100...300 мкм) пори, можливо, обумовлені розплавленням або вигоранням і видуванням одного з компонентів.

Після огляду касету зі вставками нагріли до температури 1000 °С. Потім при ізотермічній витримці в паливо подавалося за 1 хв близько 3 см³ солі, близькою до складу морської води. Таким чином імітувалася робота деталей у максимально наближених до реальних умов. Після випробувань, протягом 38 годин, зроблений контрольний огляд вставок, що показав стійку опірність всіх дослідних покриттів сольовій корозії, які успішно проявили стійкість до теплосмін. Слід зазначити зміну кольору покриттів. Можливо, це пояснюється появою нальоту сольових з'єднань з компонентами палива при високих температурах.

Після контрольного огляду випробування на «прожиг» відновили, потім, після закінчення 200 годин наробітку, випробування продовжили в режимі термоцилювання на зазначеному вище режимі. Сумарна кількість циклів доведена до 2000.

У результаті випробувань встановлено, що два варіанти розроблених ущільнень ПГ-10К-01+20 %С(Ni) і ПГ-10К-01+20 %ВN(Ni) за корозійно-ерозійною і термічній стійкістю перевершує серійне осередкове (стільниково) ущільнення з наповнювачем УМ-16П.

З метою оцінювання стійкості до теплосмін плазмових покриттів були проведені дослідження на спеціальній установці. Структурна схема установки наведена на рис. 5.

Параметри зразка, який використовується для визначення стійкості до теплосмін покриттів, наведена на рис. 6.

Нагрівання здійснювали електричним струмом до 1000 °С за 30 секунд, витримка –30 секунд, охолодження до температури навколишнього середовища за 60 секунд. Установка працює таким чином: при подаванні струму на мілівольтметр Ш 4501, лічильник СИ 206 ХЛ14 та реле часу «Інтервал» одночасно подається напруга і на пускач, який включає джерело живлення ВДУ-1201, яке замкнуто через блок баластних реостатів ББР-1200

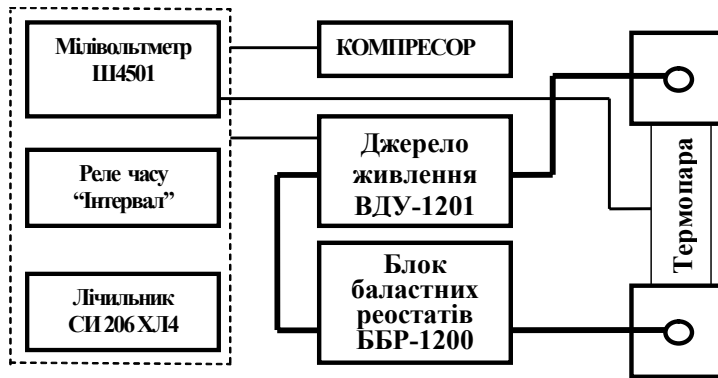


Рис. 5. Структурна схема установки для визначення стійкості покриття до тепловмінів

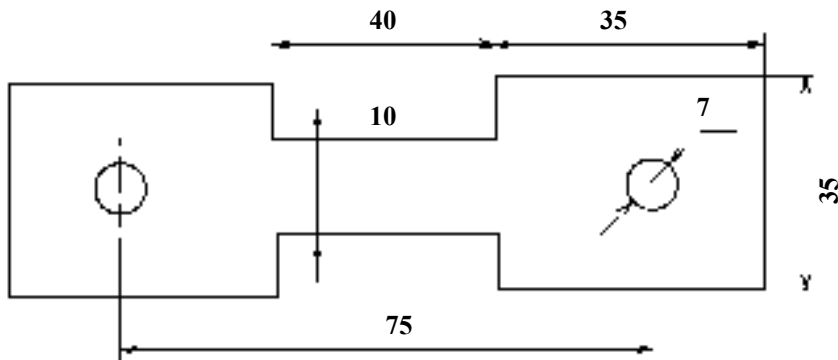


Рис. 6. Зразок для визначення стійкості до тепловмінів

на зразок. При досягненні температури зразка $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, яка контролюється за допомогою хромель-алюмелевої термопари та мілівольтметра Ш4501, спрацьовує відсікач та лічильник. Реле часу «Інтервал» вмикає компресор, який стислим повітрям охолоджує зразок; після вимкнення компресору спрацьовує пускач джерела живлення та цикл повторюється.

Вплив умов експлуатації на мікроструктуру і фазовий склад

Вміст графіту (С) нітриду бору (BN) у вставках після випробувань, описаних вище, визначали методом кількісного рентгенофазового аналізу на приладі ДРОН-3, що працює в режимі запису дифрактограми. Для усунення небажаного впливу флуоресцентного тла, зйомку зразків робили в монохроматизованому Си-випромінюванні. Як аналітичні відображення нами були обрані Ni(111), BN(002), C(002).

Результати визначення вмісту нітриду бору і графіту представлені в табл. 3.

У результаті встановлено, що після випробувань в ущільненнях знайдено сліди BN на глибині $0,2\text{...}1,0\text{ мм}$. Сліди С виявлені на глибині $0,8\text{...}1,0\text{ мм}$. Це пояснюється вигоранням твердого змащення в процесі випробувань, чому сприяє пористість, яка досягає 10 %.

Дослідження розподілу С, Ni і Сг на електрозондовому мікроаналізаторі Superproba 733 фірми Jol (Японія) (рис. 7), показали, що поблизу границі підшар – робочий шар у покритті міститься С(Ni). Про це свідчать величини концентрації вуглецю і нікелю.

Дослідження мікроструктури ущільнюючих покриттів проводили на металографічному мікроскопі на шліфах, які не були травлені.

На рис. 8 представлено мікроструктуру ущільнюючих покриттів після корозійних і термоциклічних випробувань.

Відомо, наприклад, що оплавлене покриття із самофлюсуючого сплаву має складну мікроструктуру. До неї входять евтектики різного складу, зміцнюючі кристали і твердий розчин елементів нікелю. Основними легуючими елементами твердого розчину є кремній, хром, залізо.

Мікротвердість ділянок твердого розчину елементів у нікелі становить $2360\text{...}3470\text{ МПа}$. У цьому дослідженні використовується самофлюсуючий сплав, що на основі кобальту. Як видно з рис. 8а, б мікроструктура ущільнюючих покриттів на основі самофлюсу ПГ-10К-01 являє собою Со-Ni твердий розчин, що містить легуючі елементи і евтектики різного складу, а також боріди, силіциди й ін. зміцнюючі фази. На нетравленому шліфі ідентифікується світла фаза, що являє собою Со-Ni твердий розчин і темні включення. Останні являють собою пористі ділянки. Можливо, це включення твердого змащення, трансформовані (частково газофіцеровані) у пористі утворення під високо-температурними впливами продуктів згоряння палива ДС (рис. 8а, б). Відсутність твердого змащення в поверхневому шарі ущільнення після випробувань (див. табл. 3) пояснюється цими явищами. Проникнення газів в ущільнення може бути пояснено в основному пористістю покриття (близько 10 %) і навіть дифузєю.

Таблиця 3 – Результати визначення кількості нітриду бору та графіту у вставках після корозійних та термоциклічних випробувань

Номер зразка	Аналізована фаза	Склад, %		
		поверхневий шар	на глибині 0,2...0,4 мм	на глибині 0,8...1,0 мм
0011	C	не виявлено	не виявлено	сліди
001	C	не виявлено	не виявлено	не виявлено
002	BN	не виявлено	не виявлено	не виявлено
005	BN	не виявлено	сліди < 0,2	сліди < 0,2
штатне ущільнення	BN	не виявлено	неаналізувалося	неаналізувалося

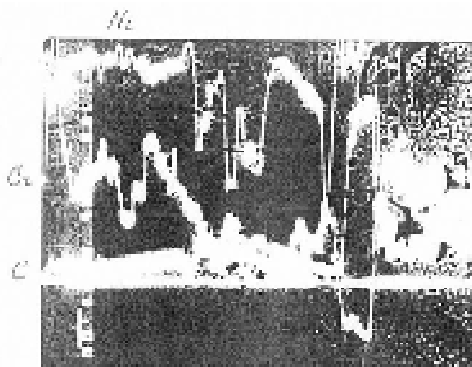


Рис. 7. Розподіл C, Ni, та Cr в ущільнюючому покритті ПГ-10К-01+20 %C(Ni)

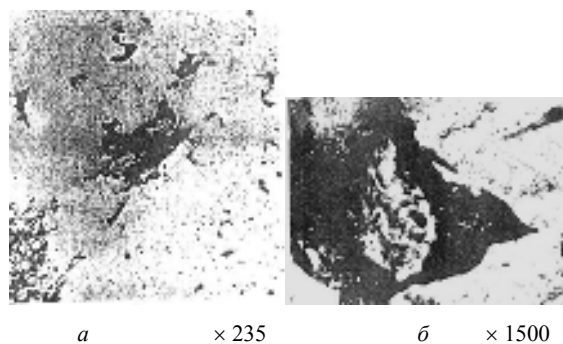


Рис. 9. Мікроструктура ущільнення після випробувань, ПГ-10К-01+20 %C(Ni) (зраз. № 0011)



a × 125 *б* × 125



в × 125 *г* × 50

Рис. 8. Мікроструктура ущільнень після випробувань:
a – ПГ-10К-01+20 %C(Ni) (зраз. № 0011);
б – ПГ-10К-01+20 %BN(Ni) (зраз. №005); *в, г* – УМ-16П (зраз. № 2000)

Мікротвердість основи плазмових ущільнених покриттів до випробувань не має істотних відмінностей у залежності від типу твердого змащення. Після термоциклічного мікротвердість значно зросла, особливо в покритті з ПГ-10К-01+20 %BN(Ni). Підвищилася мікротвердість після термоциклічного й у підкладці з ВХ-4Л. Пористість ущільнень після термоциклічного у продуктах згоряння палива ДС вища, ніж до випробувань.

Мікроструктура штатного ущільнення УМ-16П являє собою три структурні складові: світла, сіра і темна (рис. 9а, б).

Темні ділянки по будівлі подібні попереднім. Світлі ділянки (~ 30 %) мають порівняно низьку, з незначним розкидом значень, мікротвердість. Сірі ділянки (~40 %) мають високу, зі значним розкидом, мікротвердість. Останні, очевидно, містять бориди й інші зміцнюючі фази. Наявність близько 30 % темних ділянок, які можуть бути ідентифіковані як пори, пояснює той факт, що штатне ущільнення в процесі експлуатації фарбується.

Дослідження складу і будівлі пористих утворень в ущільнюючих покриттях має немаловажне значення, тому що вони забезпечують спрацьовуваність у процесі експлуатації.

При проведенні металографічних досліджень висушено припущення про концентрацію в «пористих утвореннях» ущільнюючих покриттів твердого змащення.

Утворення пор в ущільнюючих покриттях відбувається як у процесі їхнього одержання, так і в процесі експлуатації в міру вигорання твердого змащення (С або BN).

З метою більш докладного вивчення структури ущільнюючих утворень були проведені дослідження нетравлених шліфів на растровому електронному мікроскопі РЕМ-100У.

У результаті проведених досліджень методом РЕМ у порах ПГ-10К-01+20% С (Ni) виявлені окремі частки розміром 30...50 мкм (рис. 10, 11).

Судячи з морфології цих часток і порівнюючи з даними досліджень морфології порошоків, можна зробити висновок, що вони являють собою частки С (Ni). Поряд з цими відносно великими частками в порах покриття ПГ-10К-01+20 %C(Ni) знайдені дрібнодисперсні плоскої форми утворення (до 7 мкм) неметалевої природи, що можуть бути віднесені до вільного графіту.

Штатне ущільнення УМ-16П після термоциклювання має значну пористість (рис. 12а). У порах цього ущільнення методом РЕМ знайдені частки неметалічної природи розміром близько 20 мкм, складені з більш дрібних зрослих кристалів, що мають чітке огранювання (рис. 12, 13), що являють собою, очевидно, бориди.

Утворення боридів відзначається як на поверхні металеві фази (рис. 12а), так і на окремих частках, очевидно являючи собою VN, тому що мають лускату будівлю (рис. 12б).

У процесі мікроаналізу на границі наповнювача УМ-16П, нанесеного на вставки з осередками, і підклад-

ки спостерігається сітка дрібних тріщин (див. рис. 12а).

Таким чином, проведені дослідження пористих утворень у великих порах ущільнюючих покриттів методом РЕМ дозволяє зробити висновок про наявність в них первинних часток твердого змащення С, С(Ni), VN(Ni), а також утворення в результаті термічного впливу продуктів взаємодії твердого змащення з металевими компонентами покриттів.

Чутливість методу кількісного рентенофазового аналізу на приладі ДРОН-3 (0,2%) недостатня для виявлення твердого змащення в ущільненнях після на глибині до 1,0 мм.

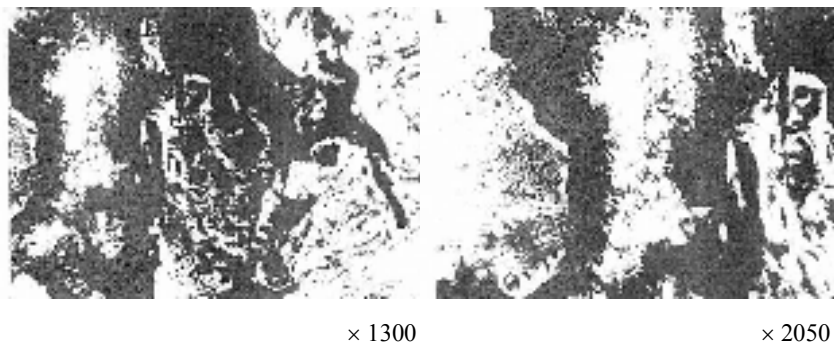


Рис. 10. Мікроструктура ущільнення після випробувань термічного впливу В і VN із металевими компонентами сплаву: а – ПГ-10К-01+20 %C(Ni), б – ПГ-10К-01+20 %C(Ni) (зраз. № 0011)

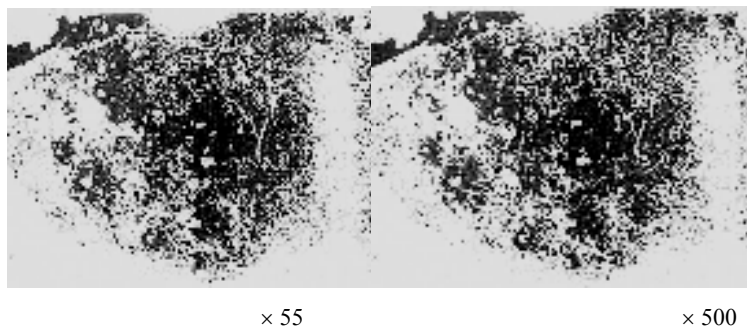


Рис. 11. Мікроструктура ущільнення після випробувань, УМ16П (зраз. № 2000)

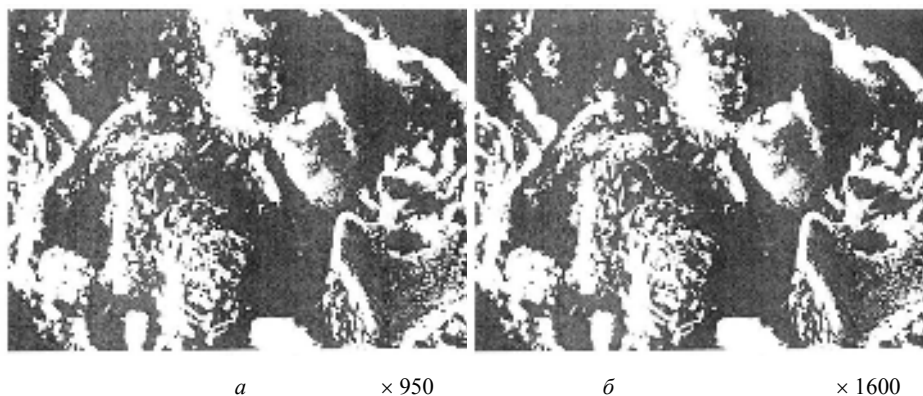


Рис. 12. Мікроструктура ущільнення після випробувань, УМ-16П (зраз. № 2000)

Проведено мікроаналіз випробуваного ущільнення ПГ-10К-01+20 %С(Ni), напиленого в динамічному вакуумі на установці УПНКА з наступною термообробкою у вакуумі при 1050 °С протягом 1,5 год. У ньому виявлено дві структурні складові – світлу і темну (15...20%). Мікротвердість світлої складової 6581 МПа (середнє значення), розкид значень від 4120 до 9270 МПа. Для порівняння досліджували покриття з ПГ-10К-01, напиленого й термообробленого у вакуумі. В останньому, темних ділянок малого розміру менш 2%. У ПГ-10К-01+С(Ni) зафіксовані темні ділянки великого і малого розмірів. Мікротвердість ПГ-10К-01 становить 8630 МПа (середнє значення), розкид значень від 7660 до 9270 МПа. Більш широкий діапазон розкиду мікротвердості в першому випадку пояснюється наявністю твердого змащення. Наявність великої кількості темних ділянок, навіть у порівнянні зі зразками 0011,005 після термоцикування, пояснюється тим, що при напиленні і термообробці у вакуумі тверде змащення практично не вигорає. Це підтверджується тим, що в покритті з ПГ-10К-01+С(Ni) після напилення і термообробки у вакуумі кількісним рентенофазовим аналізом на приладі ДРОН-3 виявлено 4,8% графіту.

Висновки

1. З технологічної і економічної точки зору процес плазмового напилення в контрольованій атмосфері можливо замінити на плазмове напилення на повітрі;

2. Встановлено, що два варіанти розроблених ущільнень ПГ-10К-01+20 %С(Ni) і ПГ-10К-01+20%BN(Ni) за корозійно-ерозійною і термічною стійкістю перевершує серійне осередкове (стільникове) ущільнення з наповнювачем УМ-16Пта 20Б.

3. Задовільна спрацьованість дослідних ущільнень має циклічний характер і забезпечується спочатку пористістю і наявністю твердого змащення, потім лише пористістю. Високі значення термоциклічної стійкості пояснюються великою міцністю зчеплення самофлюючого сплаву ПГ-10К-01 з підкладкою.

4. Запропоновані ущільнення на основі самофлюючого сплаву ПГ-10К-01 з добавками твердих змащень С(Ni) і BN(Ni) можуть працювати у продуктах згоряння палива ДС, при температурах до 1000...1050 °С.

Список літератури

1. Possibilities of using welding-on technologies in crane wheel renovation / [Vit'bol J., Kalyibk L.] // Bulletin of Materials Science. – 2008. – Vol. 31. – № 2. – P. 125–131. <https://doi.org/10.1007/s12034-008-0022-4>

2. Cladding of wear-resistant layers in metallurgy and engineering / [Vit'bol J., Gre' M., Val'ko T.] // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 862. – P. 1–48. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.862.41>
3. Trends in Thermal Plasma Technology. Thermal Plasma Torches and Technologies/ [Pfinder L. F.] Cambridge International Science Publishing. – 2003. – Vol. 1. – Plasma Torches. Basic Studies and Design. – P. 20–41.
4. Лой С. А. Плазменное напыление защитных покрытий на детали горячего тракта судовых турбин / Лой С. А., Дубовой А. Н. // Збірник наукових праць УДМТУ. – 1999. – № 6 (366). – С. 105–109.
5. Лой С. А. Повышение эффективности плазменного напыления защитных покрытий / Лой С. А., Дубовой А. Н. // Збірник наукових праць УДМТУ. – 1999. – № 2 (362). – С. 68–75.
6. Напряженное состояние напыленного покрытия при испытаниях на термостойкость // [Лебедев В. А., Ермолаев Г. В., Лой С. А., и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 11. – С. 8–12.
7. Напряженное состояние напыленного покрытия при испытаниях на отрыв // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 12. – С. 8–12.
8. Guessasma S. Modeling of the APS Plasma Spray Process Using Artificial Neural Networks: Basis, Requirements and an Example / [Guessasma S., Montavon G., Coddet C.] // Computational Materials Science. – 2004. – Vol. 29 (3). – P. 315–333.
9. Зеленина Е. А. Метод расчета физико-механических характеристик плазменного покрытия на подложке при испытаниях образцов на изгиб / [Зеленина Е. А., Лоскутов С. В., Ершов А. В.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 2. – С. 107–110.
10. Comparison of Thermophysical and Optical Methods of Temperature Distribution Measurements in Flow of Plasmatron with Interelectrode Inserts / [V. I. Kuzmin and etc.] // Изв. вузов. Физика. – 2007. – Т. 50, № 9. – С. 85–88.
11. ДСТУ ISO 9000:2015 Системы управления качеством. Основные положения и словарь терминов (ISO 9000:2015, IDT).
12. Лебедев В. А. Моделирование стойкости плазменного напыления лопаток газотурбинных двигателей и установок / Лебедев В. А., Лой С. А. // Modern question of production and repair in industry and in transport Materials of the 19th International Scientific and Technical Seminar. (February 18-23, Kosice, Slovak Republic). – P. 97–99.
13. Новые возможности технологии плазменного напыления износостойких покрытий / [Григорьев С. Н., Ковалев О. Б., Кузьмин В. И. и др.] // Трение и износ. – 2013. – Т. 34, № 3. – С. 221–226.

Одержано 25.11.2019

Лебедев В. А., Дубовый А. Н., Лой С. А. Исследования и оценка термоциклической устойчивости плазменных уплотняющих покрытий для узлов газотурбинных установок

Актуальность работы. Одним из рациональных способов повышения износостойкости деталей машин является локальная защита участков повышенного износа элементами из износостойких материалов. Такую защитную структуру можно обеспечить предварительным нанесением покрытий с помощью плазменного напыления. Это, в частности, касается плазменного уплотняющего покрытия узлов газотурбинных установок, которые, например, используются в составе судового оборудования. При этом указанные узлы неизбежно подвергаются воздействию достаточно высоких температур, в частности термоудара, что может привести к разрушению покрытия. В связи с этим работа направлена на поиск решения актуального научно-

практического задания - получение уплотнительных покрытий выполненных плазменным напылением, стойким к термоудару и анализ условий эксплуатации уплотнительных покрытий для оценки их влияния на напыленный слой.

Цель работы – определение термической устойчивости уплотнительных покрытий, в том числе при термоциклических испытаниях на газодинамическом стенде, и оценка влияния условий эксплуатации на микроструктуру и фазовый состав напыленного слоя.

Методы исследования. Для исследования микроструктуры использована оптическая и растровая электронная микроскопия. Твердость образцов измеряли с помощью твердомера Виккерса. Использовалась разработанная установка для определения устойчивости покрытия к теплосменам. Проводился рентгенофазовый анализ.

Результаты. Предложенные уплотнения на основе самофлюсующегося сплава ПГ-10К-01 с добавками твердых смазок С (Ni) и BN (Ni) могут работать при температурах до 1000 ... 1050 °С, что соответствует условиям в продуктах сгорания топлива ДС. В результате испытаний установлено, что два варианта разработанных уплотнений ПГ-10К-01 + 20% С (Ni) и ПГ-10К-01 + 20% BN (Ni) по коррозионно-эрозионной и термической стойкости превосходит серийное (сотовое) уплотнение с серийным наполнителем УМ-16П.

Научная новизна. Впервые проведено комплексное исследование и оценка термоциклической устойчивости на термоудар уплотнительных покрытий выполненных плазменным напылением узлов газотурбинных агрегатов. Установлено, структура которая напылена с целенаправленным выбором составляющих ПГ-10К-01 + 20% С (Ni) и ПГ-10К-01 + 20% BN (Ni) по коррозионно-эрозионной и термической стойкости превосходит серийное очаговое (сотовое) уплотнение с наполнителем УМ-16пт 20Б.

Практическая ценность. Показана принципиальная возможность замены плазменного напыления в контролируемой атмосфере плазменным напылением специально избранными составляющими на воздухе, что дает существенные технические и технологические преимущества. Предложенные модернизированные типы уплотнительных покрытий существенно превосходят те, которые применялись до настоящего времени.

Ключевые слова: плазменное напыление, узлы, уплотнения, исследования, новые составляющие, условия использования, термическая устойчивость, микроструктура.

Lebedev V., Dubovyi O., Loi S. Research and estimation of thermal-cycle firmness of plasma spraying more compact coverages are for knots of gas-turbine

Relevance of work. One of the rational ways to increase the wear resistance of machine parts is to protect the areas of high wear with elements made of wear-resistant materials. Such a protective structure can be provided by pre-coating with a plasma spray. This applies in particular to plasma sealing units of gas turbine units, for example used in shipboard equipment. In this case, these units are inevitably exposed to sufficiently high temperatures, in particular thermal shock, which can lead to the destruction of the coating. In this regard, the work is aimed at finding a solution to the current scientific and practical problem - obtaining sealing coatings made by plasma spraying, heat-resistant and analysis of operating conditions of sealing coatings to assess their impact on the deposited layer.

The purpose of the work is to determine the thermal stability of the sealing coatings, including in thermocyclic tests at the gas-dynamic stand, and to evaluate the effect of operating conditions on the microstructure and phase composition of the deposited layer.

Research methods. Optical and scanning electron microscopy were used to study the microstructure. The hardness of the specimens was measured using a Vickers hardness tester. The developed installation was used to determine the resistance of the coating to heat changes. X-ray phase analysis was performed.

Results The proposed seals based on self-fluxing alloy PG-10K-01 with the addition of solid lubricants C (Ni) and BN (Ni) can operate at temperatures up to 1000 ... 1050 °С, which corresponds to the conditions in the combustion products of DS fuel. As a result of tests it is established that two variants of developed seals PG-10K-01-20% C (Ni) and PG-10K-01-20% BN (Ni) in terms of corrosion - erosion and thermal stability exceed serial mass (cell) seal with serial filler UM-16P.

Scientific novelty. For the first time, a comprehensive study and evaluation of thermocyclic resistance to thermal shock of sealing coatings made by plasma spraying of units of gas turbine units were carried out. It is established that in the structure which is sprayed with purposeful choice of components PG-10K-01 + 20% C (Ni) and PG-10K-01 + 20% BN (Ni) in terms of corrosion-erosion and thermal stability exceeds the serial cellular (cellular) seals with filler UM-16Pta 20B.

Practical value. The principle of plasma sputtering in a controlled atmosphere can be replaced by a plasma spraying of specially selected components in the air, which gives significant technical and technological advantages. Upgraded types of sealing coatings are proposed that are substantially superior to those used to date.

Key words: plasma spraying, nodes, seals, research, new components, conditions of use, thermal stability, microstructure.

УДК 621.791.05

Канд. техн. наук Пухальская Г. В.¹, канд. техн. наук Петрик И. А.², канд. техн. наук Селиверстов А. Г.², Николаев Н. И.², канд. техн. наук Степанова Л. П.¹

¹ Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запорожье

² АТ «Мотор Сич», г. Запорожье

ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ ШАРИКАМИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ПРИ РЕМОНТЕ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА И КОМПРЕССОРА ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Цель работы. Исследовать влияние упрочнения шариками в магнитном поле на усталостную прочность (предел выносливости) сварных швов в титановых сплавах.

Методы исследования. Исследования проводили на образцах из титанового сплава ВТЗ-1, изготовленных по технологии, приближенной к технологии изготовления лопаток. Определение предела выносливости сварных образцов без упрочнения и сварных, обработанных шариками в магнитном поле, проводили ускоренным методом на базе $N = 2 \cdot 10^7$ циклов с последующим пересчетом с применением коэффициента $\alpha = 0,8$ на базу $N = 10^8$ циклов [3]. Испытания проводились таким образом, чтобы ось сварного шва находилась в зоне действия максимальных напряжений. Фрактографические исследования проводили на микроскопе STEMI 2000-C фирмы KAPL ZEISS. Замеры твердости проводились на микротвердомере LECO LM-248AT, оснащенной системой автоматического измерения твердости АМН-43 в соответствии с [6].

Полученные результаты. Анализ полученных результатов показывает, что обработка шариками в магнитном поле повышает предел выносливости сварных образцов на 19%. Разрушения при испытаниях на усталость исходных сварных и сварных, упрочненных шариками в магнитном поле образцов, происходит по месту расположения сварного шва. В околошовной зоне, характеризующейся снижением механических свойств, разрушений при испытаниях на усталость не выявлено. Фрактографический анализ разрушенных образцов показал, что изломы имеют усталостный характер, разрушение происходит по хрупкому механизму. Отличительной особенностью является наличие пор диаметром от 0,05 до 0,15 мм, в большинстве случаев они располагаются в районе очага разрушения.

Научная новизна. Установлено, что упрочнение шариками в магнитном поле приводит к повышению усталостной прочности сварных швов. В сварных швах при сварке деталей из титановых сплавов могут образовываться поры. При расположении шва в зоне действия наибольших напряжений, поры могут способствовать снижению усталостной прочности.

Практическая ценность. Установлено, что обработка шариками в магнитном поле не приводит к охрупчиванию сварного шва и повышает усталостную прочность сварных образцов, что позволяет рассматривать упрочнение шариками в магнитном поле применительно к ремонту ответственных деталей ГТД, в том числе лопаток вентилятора.

Ключевые слова: сварной шов, пора, упрочнение, микротвердость, микронапряжения, предел выносливости.

При эксплуатации авиационных двигателей в условиях повышенной запыленности, на грунтовых аэродромах, в пустыне, может происходить повреждение лопаток компрессора в виде забоин, царапин, рисок [1]. Для ремонта значительных повреждений требуется применение методов сварки или наплавки. Усталостная прочность сварных швов обычно меньше, чем цельного материала. Методы поверхностного упрочнения, как правило, приводят к повышению предела выносливости [1]. Поэтому для обеспечения эксплуатационных свойств деталей, восстановленных с применением сварки, актуальной задачей является применение методов поверхностного упрочнения для сварных соединений [2].

Исследования проводили на образцах, применительно к ремонту лопаток вентилятора из материала ВТЗ-1

с заменой поврежденного фрагмента и приваркой вставки методом ЭЛС.

Определение предела выносливости сварных образцов без упрочнения и сварных образцов, обработанных шариками в магнитном поле по оптимальному режиму, проводили ускоренным методом на базе $N = 2 \cdot 10^7$ циклов с последующим пересчетом с применением коэффициента $\alpha = 0,8$ на базу $N = 10^8$ циклов [3]. Испытания проводились таким образом, чтобы ось сварного шва находилась в зоне действия максимальных напряжений.

Фрактографические исследования проводили на микроскопе STEMI 2000-C фирмы KAPL ZEISS. Замеры твердости проводились на микротвердомере LECO LM-248AT, оснащенной системой автоматического

измерения твердости АМН-43 в соответствии с ГОСТ 9450-76. В качестве индентора использовался алмазный наконечник в форме правильной четырехгранной пирамиды с углом между противоположными гранями 136 градусов. К индентору прилагалась нагрузка 0,4905 Н, с выдержкой усилия в течение 15 с. Для оценки уровня микронапряжений измеряли ширину дифракционной линии 105 α -фазы. В исследовании использовали рентгеноструктурный метод, съемка в медном излучении на дифрактометре типа ДРОН-3.

Изготовление образцов выполняли по технологии приближенной к технологии изготовления лопаток. Технологический процесс включал следующие основные операции:

1. Прокатка прутков $\varnothing 45$ мм на полосы.
2. Порезка прокатанных полос на заготовки электроэрозионным методом на станке с ЧПУ МИКРОМИД20-1Л. Для сварных образцов ось сварного шва была смещена на 5 мм относительно оси образца.
3. Механическая обработка: фрезерование заготовок; шлифование заготовок, фрезерование радиуса.
4. Полирование плоскости и радиусов образцов.
5. Виброполирование образцов.

Для получения сварных образцов после фрезерования производилась сварка и термообработка. Свар-

ка заготовок образцов выполнялась методом ЭЛС на установке ЭЛУ-20. После сварки выполнена двухступенчатая термообработка: 1-я ступень выполнена расфокусированным электронным лучом при температуре 910° С в течение 5 мин (среда вакуум) и 2-я ступень в печи при температуре 550° С, время выдержки 3–3,5 ч (среда полувакуум).

Согласно проведенным ранее исследованиям [4], ось сварного шва (рис. 1) была смещена на 5 мм относительно центра оси галтели образца, соответственно зона снижения механических свойств расположена в зоне действия максимальных напряжений при испытаниях на усталость.

Выбор оптимального режима проводили по результатам исследований характеристик поверхностного слоя: шероховатости, микротвердости, остаточных напряжений [5]. Материал шариков – сталь ШХ15. Образцы при обработке выполняли возвратно-поступательное перемещение сквозь слой шариков, которые удерживались магнитным полем. В результате шарики совершали «мягкие» удары по поверхности образцов, таким образом, упрочняя их. Обработку выполняли по оптимальному режиму (см. табл. 1).

Результаты испытаний на усталость представлены в табл. 2 и 3.

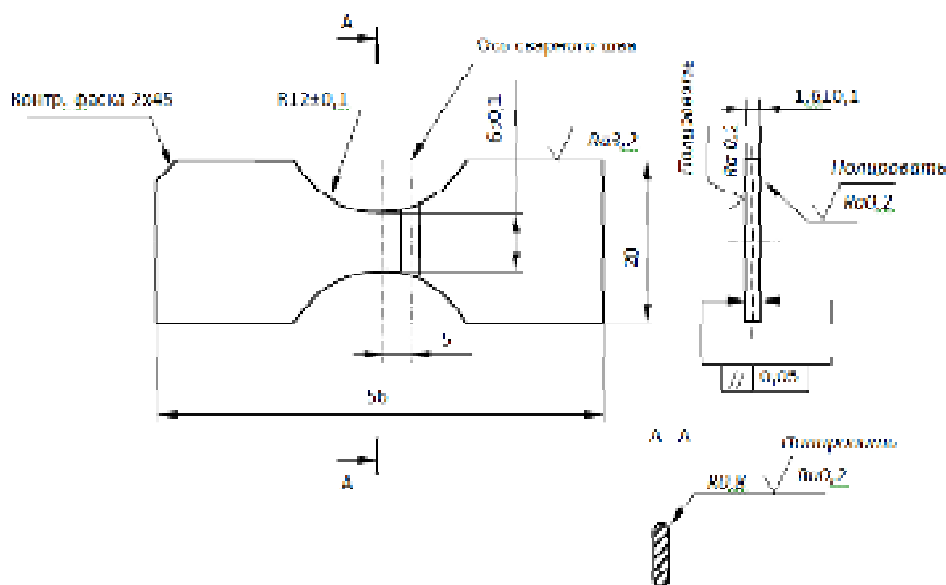


Рис. 1. Эскиз сварного образца для испытаний на усталость

Таблица 1 – Параметры режимов обработки образцов

Параметры режима обработки					
Сечение магнитопровода	a , мм	d , мм	Расстояние между полюсами магнита, мм	ν , Гц	τ , мин
УК	22	1,6	11	16	30
		0,65			7

Примечание. УК – сечение магнитопровода – усеченный конус, размер рабочей зоны – $\varnothing 6 \times 11$ мм; d – диаметр шариков, мм; ν – частота перемещений образца вдоль оси, Гц; a – ход образца вдоль оси, мм; τ – время обработки, мин. При обработке образцу дополнительно сообщали поперечные колебания, в направлении, перпендикулярном продольной оси с частотой 0,5 Гц и величиной 13 мм.

Таблиця 2 – Результати испытаний на усталость сварных образцов

№ п/п	№ образцов	Уровень нагружения σ , МПа	Кол-во циклов, $N \times 10^6$	Результаты испытаний	Примечание
1	9С	500	0,172	Разр.	$l = 23$ мм
2	11С	470	0,894	Разр.	$l = 23$ мм
3	12С	440	0,431	Разр.	$l = 23$ мм
4	13С	410	3,84	Разр.	$l = 24$ мм
5	14С	380	20,0	Н.р.	-
6	10С	380	20,0	Н.р.	-
7	15С	380	20,0	Н.р.	-
8	16С	380	0,91	Разр.	$l = 24$ мм
9	17С	350	1,49	Разр.	$l = 23$ мм
10	18С	320	20,0	Н.р.	-
11	19С	320	20,0	Н.р.	-
12	20С	320	20,0	Н.р.	-
13	21С	320	20,0	Н.р.	-
14	24С	320	20,0	Н.р.	-
15	25С	320	20,0	Н.р.	-

В соответствии с методикой предел выносливости на базе 10^8 циклов составит $320 \times 0,8 = 256$ МПа.

Таблиця 3 – Результаты испытаний на усталость сварных образцов, обработанных стальными шариками в магнитном поле

№ п/п	№ образцов	Уровень нагружения σ , МПа	Кол-во циклов, $N \times 10^6$	Результаты испытаний	Примечание
1	16СУ	440	20,0	Н.р.	-
2	17СУ	470	20,0	Н.р.	-
3	18СУ	500	20,0	Н.р.	-
4	19СУ	530	7,14	Разр.	$l = 24$ мм
5	20СУ	500	1,39	Разр.	$l = 23$ мм
6	21СУ	470	2,52	Разр.	$l = 24$ мм
7	22СУ	440	20,0	Н.р.	-
8	23СУ	440	0,43	Разр.	$l = 24$ мм
9	24СУ	410	0,45	Разр.	$l = 24$ мм
10	25СУ	380	20,0	Н.р.	-
11	26СУ	380	20,0	Н.р.	-
12	27СУ	380	20,0	Н.р.	-
13	28СУ	380	20,0	Н.р.	-
14	29СУ	380	20,0	Н.р.	-
15	31СУ	380	20,0	Н.р.	-

В соответствии с методикой предел выносливости на базе 10^8 циклов составит $380 \times 0,8 = 304$ МПа.

Анализ полученных результатов показывает, что предел выносливости сварных образцов, обработанных шариками в магнитном поле на 19 % выше, чем сварных образцов без упрочнения; предел выносливости при этом повышается с 256 до 304 МПа. Стоит отметить, что разрушения при испытаниях на усталость исходных сварных и сварных, упрочненных шариками в магнитном поле образцов, происходит по месту расположения сварного шва. В околосшовной зоне, характеризующейся снижением механических свойств, разрушений при испытаниях на усталость не выявлено.

Измерение твердости проводилось в направлении от поверхности излома вглубь образца. По результатам выполненных измерений, следует отметить, что выяв-

лено наличие участков с повышенной микротвердостью: на глубине 0,12 мм – 430 HV; 0,75-0,81 мм – 399 HV; 0,9 мм – 417 HV. Можно предположить, что на данных участках будут присутствовать зоны повышенной хрупкости.

Фрактографический анализ образцов без упрочнения сварного шва

Фрактографический анализ (образец № 16 С) показал, что микрорельеф образца хрупкий, в зоне разрушения излом усталостный (рис. 3). В поле зрения выявлена пора диаметром ~ 0,15 мм, которая расположена в очаге разрушения. На рис. 3 стрелкой показан начальный очаг развития разрушения образца.

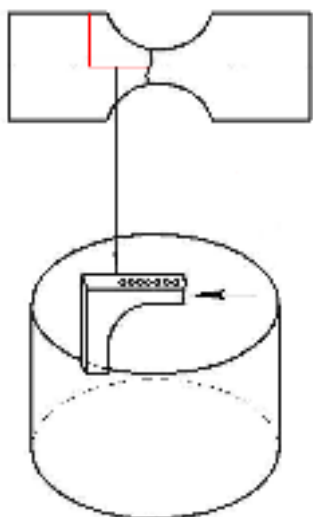


Рис. 2. Схема вырезки и замера твердости образца №17 С

Фрактографический анализ (образец № 17 С) показал, что микрорельеф образца имеет усталостный излом (рис. 4). Очаг разрушения скользящего вида, расположен со стороны наружной поверхности. За его пределами выявлена пора диаметром $\sim 0,05$ мм. Разрушение развивалось по хрупкому механизму.

Фрактографический анализ (образец № 13 С) показал, что микрорельеф образца имеет усталостный излом (рис. 5). Очаговая зона характеризуется складчатым хрупким микрорельефом. Четкое место расположения очага не просматривается. Вблизи очаговой зоны выявлена пора диаметром $\sim 0,10$ мм. Разрушение развивалось по хрупкому механизму.

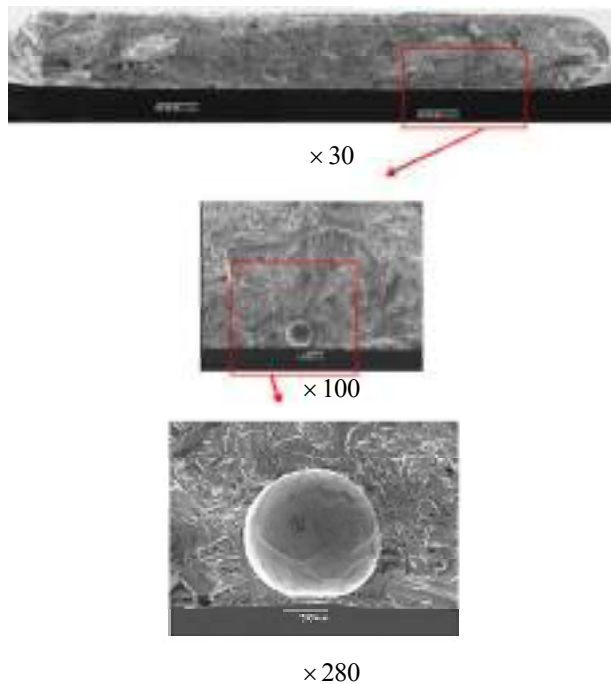


Рис. 3. Очаговая зона (образец № 16 С)

Таблица 4 – Результаты замера твердости образца № 17 С

№ п/п	Расстояние, мм	Твердость HV 0,05	Длина диагонали, мм
1	0,03	382	0,01558
2	0,06	397	0,01528
3	0,09	385	0,01552
4	0,12	430	0,01468
5	0,15	417	0,01491
6	0,18	396	0,01530
7	0,21	401	0,01521
8	0,24	396	0,01530
9	0,27	353	0,01621
10	0,30	390	0,01542
11	0,33	393	0,01536
12	0,36	387	0,01548
13	0,39	350	0,01628
14	0,42	377	0,01568
15	0,45	367	0,01589
16	0,48	361	0,01603
17	0,51	365	0,01594
18	0,54	353	0,01621
19	0,57	341	0,01649
20	0,60	359	0,01607
21	0,63	356	0,01614
22	0,66	368	0,01587
23	0,69	366	0,01592
24	0,72	374	0,01575
25	0,75	399	0,01524
26	0,78	396	0,01530
27	0,81	399	0,01524
28	0,84	385	0,01552
29	0,87	382	0,01558
30	0,90	417	0,01491
31	1,00	339	0,01654
32	1,10	326	0,01686
33	1,20	332	0,01671
34	1,30	337	0,01659
35	1,40	349	0,01630
36	1,50	335	0,01664
37	1,60	353	0,01621
38	1,70	353	0,01621
39	1,80	342	0,01646
40	2,80	368	0,01587
41	3,80	359	0,01607
42	4,80	363	0,01598
43	5,80	368	0,01587
44	6,80	374	0,01575
45	7,80	363	0,01598
46	8,80	368	0,01587
47	9,80	380	0,01562
48	10,80	371	0,01581
49	11,80	372	0,01579
50	12,80	368	0,01587

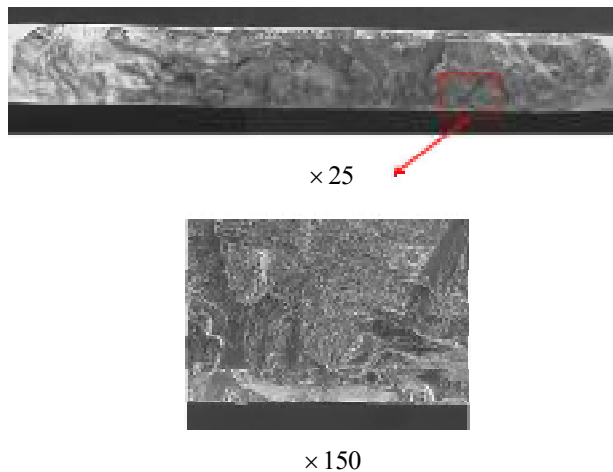


Рис. 4. Очаговая зона (образец № 17 С)

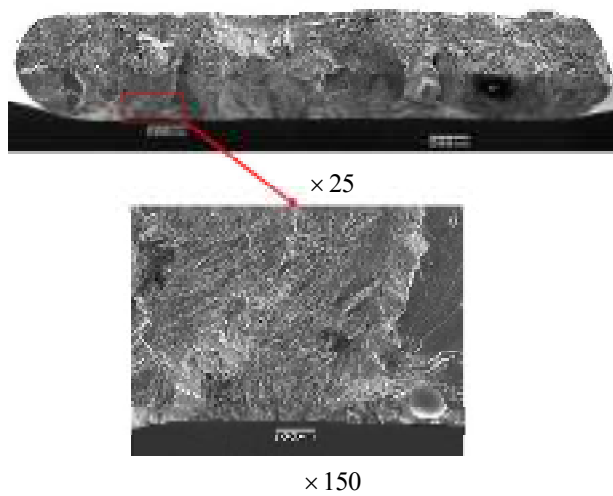


Рис. 5. Очаговая зона (образец № 13 С)

Фрактографический анализ образцов с упрочнением сварного шва

Фрактографический анализ (образец № 19 СУ) показал, что микрорельеф образца имеет усталостный излом (рис. 6). Очаговая зона частично повреждена и покрыта отложениями. В этой зоне наблюдаются участки хрупкого складчатого микрорельефа и пора диаметром $\sim 0,05$ мм (рис. 6, указано стрелкой). Разрушение развивалось по хрупкому механизму.

Фрактографический анализ (образец № 23 СУ) показал, что микрорельеф образца имеет усталостный излом (рис. 7). Очаговая зона частично покрыта отложениями, закрывающими частично очаговую зону. В этой зоне наблюдаются участки скольного вида и пора диаметром $\sim 0,05$ мм. Разрушение развивалось по хрупкому механизму.

Фрактографический анализ (образец № 24 СУ) показал, что микрорельеф образца имеет усталостный излом (рис. 8). В очаговой зоне выявлена пора диаметром $\sim 0,1$ мм, которая является начальным очагом разрушения. Микрорельеф в зоне разрушения хрупкий.

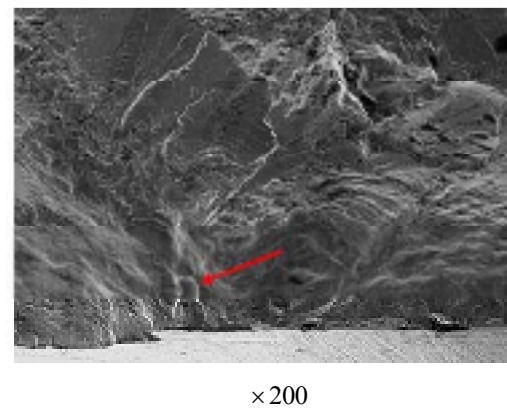
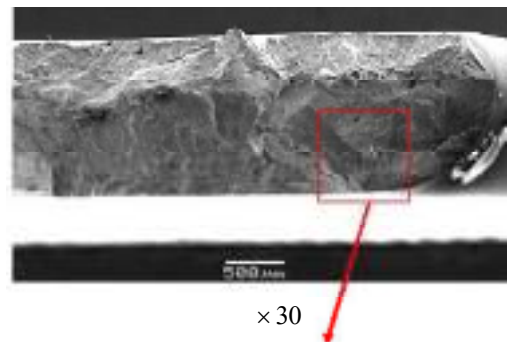


Рис. 6. Очаговая зона (образец № 19 СУ)

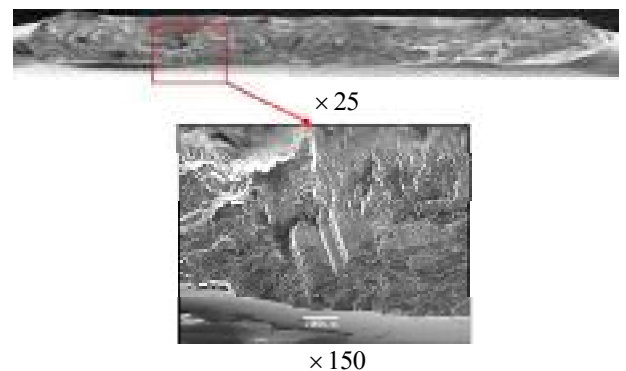


Рис. 7. Очаговая зона (образец № 23 СУ)

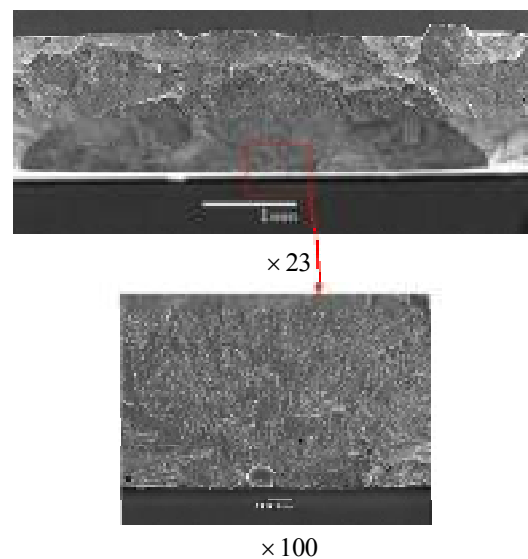


Рис. 8. Очаговая зона (образец № 24 СУ)

Следует отметить, что образование пор в сварных швах, как правило, связано с наличием загрязнений поверхности, вследствие нарушения технологии подготовки деталей под сварку.

Исследование микронапряжений в сварных швах

Было исследовано влияние обработки шариками в магнитном поле на уровень микронапряжений в сварном шве и вне зоны термического влияния (табл. 5).

Таблица 5 – Ширина линии 105α - фазы (в радианах) для неупрочненного (вне зоны термического влияния) состояния и упрочненного (обработка шариками в магнитном поле) [4]

Место съёмки	Исходный неупрочненный образец	Образец после упрочнения шариками в магнитном поле
Вне сварного шва и зоны термического влияния	$21,1 \times 10^{-3}$, рад	$23,2 \times 10^{-3}$, рад
Сварной шов	$18,3 \times 10^{-3}$, рад	$18,8 \times 10^{-3}$, рад

Сравнительный анализ полученных данных показывает, что в сварном шве уровень микронапряжений ниже, чем на участке образца вне сварного шва и зоны термического влияния, что может быть связано с более высокой твердостью сварного шва [5]. Обработка шариками в магнитном поле «мягкая» и не приводит к охрупчиванию сварного шва.

Выводы

1. Разрушение при испытаниях на усталость сварных образцов без упрочнения и сварных образцов, упрочненных шариками в магнитном поле, происходило в зоне действия максимальных напряжений по сварно-

му шву. Упрочнение сварных образцов шариками в магнитном поле повышает предел выносливости на 19%.

2. Фрактографический анализ разрушенных образцов показал, что изломы имеют усталостный характер, разрушение происходит по хрупкому механизму. Отличительной особенностью является наличие пор диаметром от 0,05 до 0,15 мм, в большинстве случаев они располагаются в районе очага разрушения. Следовательно, необходимо особенно тщательно проводить подготовку поверхностей под сварку и подбирать режимы сварки, минимизируя образование пор.

Список литературы

1. Детонационное нанесение покрытий на детали авиадвигателей и технологического оснащения с последующей магнитно-абразивной обработкой / [Богуслаев В. А., Долматов А. И., Жеманюк П. Д. и др.] – Запорожье : Дека, 1996 – 366 с.
2. Сайдахмедов Р. Х. Прогрессивные технологии производства конструкций летательных аппаратов из титановых сплавов/ Р.Х. Сайдахмедов. – Ташкент : ТГАИ, 2005. – 54 с.
3. Лопатки газотурбинного двигателя (ГТД). Методы испытаний на усталость. (ОСТ 1.00870-77.) – Введ. 07.78.
4. Пухальская Г. В. Определение механических свойств в различных зонах сварных соединений из титанового сплава BT3-1/ Г. В. Пухальская, И. Б. Марков // Вестник двигателестроения. – 2016. – № 1. – С. 89–91.
5. Исследование применения метода обработки шариками в магнитном поле для упрочнения сварных швов при ремонте лопаток вентилятора и компрессора из титановых сплавов [Текст] / Пухальская Г. В., Петрик И. А., Селиверстов А. Г. и др. // Вестник двигателестроения. – 2017. – №1. – С. 101–109.
6. ГОСТ 9450-76 (СТ СЭВ 1195-78) Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М. : Изд-во стандартов, 1993. – 33 с.

Одержано 18.11.2019

Пухальська Г.В., Петрик І.А., Селіверстов О.Г., Ніколасв М.І., Степанова Л.П. Особливості зміцнення зварних швів кульками в магнітному полі під час ремонту лопаток вентилятора і компресора з титанових сплавів

Мета роботи. Дослідити вплив зміцнення кульками в магнітному полі на втомну міцність (границю витривалості) зварних швів у титанових сплавах.

Методи дослідження. Дослідження проводили на зразках з титанового сплаву BT3-1, виготовлених за технологією, наближеною до технології виготовлення лопаток. Визначення границі витривалості зварних зразків без зміцнення і зварних, оброблених кульками в магнітному полі, проводили прискореним методом на базі $N = 2 \cdot 10^7$ циклів з подальшим перерахунком із застосуванням коефіцієнта $\alpha = 0,8$ на базу $N = 10^8$ циклів [3]. Випробування проводилися таким чином, щоб вісь зварного шва знаходилась у зоні дії максимальних напружень. Фрактографічне дослідження проводили на мікроскопі STEMI 2000-C фірми KAPL ZEISS. Виміри твердості проводилися на мікротвердомірі LECO LM-248AT, оснащеному системою автоматичного вимірювання твердості АМН-43 відповідно до [6].

Отримані результати. Аналіз отриманих результатів показує, що обробка кульками в магнітному полі підвищує границю витривалості зварних зразків на 19 %. Руйнування при випробуваннях на втому вихідних зварних і зварних зразків, зміцнених кульками в магнітному полі, відбувається в зоні розташування зварного шва. В навколошовній зоні, яка характеризується зниженням механічних властивостей, руйнувань при випробуваннях на втому не виявлено. Фрактографічний аналіз зруйнованих зразків показав, що злами мають

втомний характер, руйнування відбувається за крихким механізмом. Відмінною особливістю є наявність пор діаметром від 0,05 до 0,15 мм, у більшості випадків вони розташовуються в районі джерела руйнування.

Наукова новизна. Встановлено, що зміцнення кульками в магнітному полі приводить до підвищення втомної міцності зварних швів. У зварних швах при зварюванні деталей з титанових сплавів можуть утворюватися пори. При розташуванні шва в зоні дії найбільших напружень пори можуть сприяти зниженню втомної міцності.

Практична цінність. Встановлено, що обробка кульками в магнітному полі не призводить до окрихчування зварного шва і підвищує втомну міцність зварних зразків, що дозволяє розглядати зміцнення кульками в магнітному полі стосовно ремонту відповідальних деталей ГТД, у тому числі лопаток вентилятора.

Ключові слова: зварний шов, пора, зміцнення, мікротвердість, мікронапруження, границя витривалості.

Pukhal'skaya G., Petrik I., Seliverstov O., Nikolaiev M., Stepanova L. Features of strengthening of welded seams by balls in a magnetic field at repair of fan blades and compressor from titanium alloys

Objective. Investigate the effect of hardening by balls in a magnetic field on the fatigue strength (endurance limit) of welds in titanium alloys.

Research methods. The studies were carried out on samples of VT3-1 titanium alloy manufactured using a technology close to the technology of manufacturing the blades. The endurance limit of welded specimens without hardening and welded treated with balls in a magnetic field was determined by the accelerated method based on $N = 2 \cdot 10^7$ cycles, followed by recalculation using the coefficient $\alpha = 0,8$ to the base $N = 10^8$ cycles [3]. The tests were carried out so that the axis of the weld was in the zone of maximum stress. Fractographic studies were performed on a STEMI 2000-C microscope from KARL ZEISS. Hardness measurements were carried out on a LECO LM-248AT microhardness meter equipped with an automatic hardness measurement system AMN-43 in accordance with [6].

Obtained results. An analysis of the results shows that treating with balls in a magnetic field increases the endurance limit of welded samples by 19%. Damage during fatigue tests of the original welded and welded, hardened by balls in the magnetic field of the samples, occurs at the location of the weld. In the heat-affected zone, characterized by a decrease in mechanical properties, no damage during fatigue testing was detected. A fractographic analysis of the destroyed samples showed that the fractures are fatigue-like, fracture occurs by a brittle mechanism. A distinctive feature is the presence of pores with a diameter of 0,05 to 0,15 mm, in most cases they are located in the area of the fracture focus.

Scientific novelty. It was found that hardening by balls in a magnetic field leads to an increase in the fatigue strength of welds. In welding seams, pores may form during welding of titanium alloy parts. When the seam is located in the zone of action of the highest stresses, the pores can help reduce fatigue strength.

Practical value. It was established that processing by balls in a magnetic field does not lead to embrittlement of the weld and increases the fatigue strength of welded samples, which allows considering the hardening by balls in a magnetic field as applied to the repair of critical parts of a gas turbine engine, including fan blades.

Key words: weld, pore, hardening, microhardness, microstresses, endurance limit.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЁРДОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА И МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ (ЗТВ) ПРИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ КОЛЕБАНИЯХ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ

Актуальность работы. Использование механических гармонических колебаний сварочной ванны или инструмента является недорогим и достаточно простым средством формирования желаемой степени дисперсности структуры, а значит прочности наплавленного металла. Возможность по-разному прикладывать колебания относительно оси наплавки (сварки) позволяет формировать сварочный шов или наплавливаемый валик с определенной анизотропией механических свойств в заданном направлении.

Исследованию формирования микроструктуры в условиях периодического воздействия на расплав посвящено большое количество работ. Однако, исследования касаются в основном изучения влияния с частотами, значительно превосходящими 5 Гц и амплитудами от нескольких микрон до 2–3 мм.

Исследуется возможность колебаниями расплава сварочной ванны с частотным 2,5–4,5 Гц и амплитудным диапазоном 3–7 мм влиять на значение твёрдости наплавленного металла и металла зоны термического влияния (ЗТВ).

Цель работы – получение количественных зависимостей, определяющих величину твёрдости наплавленного металла и ЗТВ как функцию от параметров технологического и колебательного режимов.

Методы исследования. Для исследований образцы были подготовлены и отполированы до 14 степени чистоты по ГОСТ 25593–83. Наплавка производилась легированной проволокой в среде углекислого газа на подложку из углеродистой стали. Твёрдость по Виккерсу определялась с помощью твердомера LECO M–400 с нагрузкой индентера 1 кг согласно ДСТУ ISO 6507–1:2007. Результаты измерений обрабатывались методом регрессионного анализа при помощи программных пакетов STATISTICA 12 и PTC Mathcad Prime 3.1.

Результаты. Получены регрессионные модели зависимости величины твёрдости наплавленного металла и металла ЗТВ от силы тока и скорости наплавки, амплитуды и частоты гармонических колебаний сварочной ванны. По полученным моделям построены контурные графики зависимости величины твёрдости от амплитудно-частотных характеристик колебаний. Приведен вариант прогноза получения максимальной твёрдости наплавленного металла и металла ЗТВ при токе наплавки 125 А и скорости наплавки 14 м/ч.

Научная новизна. Проведены эксперименты по наплавке образцов при различных колебательных режимах сварочной ванны, что осуществлялось посредством применения программируемого шагового двигателя.

Построены эмпирические зависимости влияния величин тока и скорости наплавки, частоты и амплитуды колебаний определённого диапазона на величину твёрдости наплавленного металла и ЗТВ.

Практическая ценность. Доказана возможность повышения твёрдости наплавленного металла и ЗТВ за счёт применения колебаний сварочной ванны данного амплитудно-частотного диапазона. Определены значения амплитуды и частоты колебаний при оптимальных значениях силы тока и скорости наплавки, позволяющие получить максимальное значение твёрдости.

Ключевые слова: наплавка, колебания, твёрдость, ЗТВ, регрессионная модель, контурный график.

Введение

Одним из способов повышения технологической прочности сварных конструкций является управление кристаллизацией сварочной ванны. Объектом управления является сварочный инструмент или же расплав сварочной ванны, на который накладывается периодическое воздействие в виде колебаний или вибраций. Кристаллизация металла сварочной ванны в таких условиях способствует формированию мелкозернистой структуры металла сварного шва и направленного роста кристаллов, обуславливающих получение высоких механических свойств [1–3].

Способом наложения колебаний (вибраций) может быть механический, т. е. когда сварочная ванна [1–6, 8–12] или сварочный инструмент [2, 7] совершает колебательное движение в процессе сварки или наплавки; применение модулированного тока сварки [13]; периодическое влияние внешнего магнитного поля [14], которое определённым образом воздействует на расплав сварочной ванны, сварочную дугу [15] или лазерный луч [16].

Однако наиболее простым и дешёвым способом управления структурой кристаллизующегося металла сварочной ванны, не требующим дорогого и сложно-

го обладнання, остається механічний метод наложення зовнішніх коливань.

Аналіз публікацій по темі роботи

На сьогоднішній день існують і досліджуються технології зварки з різними типами механічного періодичного впливу на кристалізацію розплаву зварочної ванни. Так, застосування поперечних механічних коливань зварочної ванни дає можливість збільшити твердість наплавленого металу на 2,5 % при частоті 60 Гц і на 7,3% при частоті 376 Гц [4] на зразках з нержавіючої сталі.

Застосування продольних коливань зварочної ванни з частотою 400 Гц і амплітудою 40 мкм забезпечує формування зварного шва при зварці середньуглеродистого сталі з значно покращеними механічними властивостями: межа текучості збільшується на 21 %, межа міцності на розтягнення – на 26 %, міцність на розрив – на 39 % порівняно з зразками, отриманими без впливу коливань [5].

В разі багаторазової ручної зварки плоских деталей з нержавіючої сталі застосування коливань при постійній амплітуді і частоті дозволяє отримувати зварні шви з опором поширенню тріщин більшим на 25 % і міцністю на розрив більшою на 8,8 % порівняно з зразками, звареними без застосування коливань [6]. Поєднуючи поперечні коливання зварочної горелки і імпульсний режим зварки, можна виконувати багаторазову автоматичну зварку без застосування формуючої підкладки зворотного боку шва вже на частоті 2,5 Гц. При цьому глибина вище, ніж при частоті в 5 Гц [7].

Застосування коливань зварочної ванни при зварці алюмінієвого сплаву AA7075 дозволило суттєво підвищити стійкість до утворення гарячих тріщин. Так при частоті 2050 Гц, повідомленої зварочної ванні, вдалося знизити чутливість до утворення гарячих тріщин до 20 %, в той час як при відсутності коливань ця величина досягала 82 %. Однак застосування частоти коливань ванни порядку 100 Гц не тільки не зменшує чутливість до утворення гарячих тріщин, а збільшує її до 87 % [8].

Автори роботи [9] виготовляли зварку зразків з малоуглеродистого сталі з зануреним в зварочну ванну вібратором, який передає коливання від ЕРМ двигача зварочної ванни з максимальною частотою 300 Гц і амплітудою 0,5 мм. Зразки, зварені на даній частоті, мали збільшену міцність, сприятливу орієнтацію кристалів і їх дрібнення. При цьому межа текучості збільшилася на 27 %, межа міцності на розтягнення – на 23 % порівняно з зразками, отриманими без впливу коливань.

Ключовою особливістю технології наложення коливань при ручній зварці зразків з малоуглеродистого і нержавіючої сталей, описаної в роботі [10], є застосування вібрируючих граверів, куди

вставляється рука зварника з горелкою. Частота коливань в експериментах складала 600, 800 і 1000 Гц, а амплітуди 0,235; 0,324 і 0,425 мм відповідно. Відзначено, що завдяки дрібненню дедритів вдалося максимально (при 1000 Гц) збільшити ударну в'язкість зварених зразків на 25 %.

Повідомлено про зварочну ванну коливань частотою 47,5 Гц з амплітудою 1 мм, технологією аргодугової зварки легированої сталі вдалося отримати зварні шви з збільшеною на 35 %, а в зоні плавлення на 58 % значенням ударної в'язкості порівняно з аналогічними режимами зварки без застосування коливань [11].

В роботі [12] досліджувалися механічні властивості і мікроструктура металу шва, отриманого з нержавіючої сталі ручною дуговою зваркою електродом ЦТ-15 з застосуванням коливань зварочної ванни. Дослідження показали, що при застосуванні коливань на частоті 50 і 100 Гц і амплітуді від 0,6 до 0,8 мм опір втомленню розриву зварного з'єднання при навантаженні в області упругопластичних деформацій збільшується на 18...22 %, а при ультразвукової ударної обробці на частоті 25...27 кГц – на 24...26 % порівняно з зваркою без якихось коливань. При цьому розмір зерна зменшується більше всього при частоті 50 Гц – на 23,1 %, в той час як при частоті 100 Гц – на 15,4 %, а при ультразвуковому впливі всього на 3,8 %.

Застосовуючи коливання дуги частотою 5 Гц при співвідношенні струму імпульсу і базового струму рівного 2,2, вдалося отримати зварні шви на зразках з магнієвого сплаву з значенням межі міцності на розрив металу зварного шва, на 78 % більшою порівняно з матеріалом основи [13].

З приведених прикладів випливає, що застосування періодичного механічного впливу в процесі зварки формує кристали в період кристалізації тонкими і прискорює їх ріст, що найбільш вигідно відбивається на механічних властивостях, таких як твердість, межа текучості, ударна в'язкість і особливо межа міцності на розрив (збільшення на 39 % [5] і 58 % [11]) і чутливість до утворення гарячих тріщин (зниження до 20 % [8]). Таким чином, виникає необхідність вивчення впливу коливань на якийсь універсальний параметр, зміною якого можна було б мати представлення про вплив на комплекс механічних властивостей металу шва в цілому. Як показано в роботі [17], таким порівняльним критерієм може виступати показник твердості. Саме твердість характеризує такі механічні властивості, як опір пластичній деформації, і представляє собою механічне властивість металу, що відрізняється від інших його механічних властивостей способом вимірювання. Оцінка зміцнення металів і сплавів за критерієм твердості дає можливість порівнювати матеріали з різним рівнем пластичності, навіть абсолютно крихкі з пластичністю, близькою до нуля.

С другой стороны, из приведенного краткого анализа следует, что большинство исследований касается частотного ряда колебаний превышающего 10 Гц, а характер влияния колебаний, на свариваемый металл ограничивается одной плоскостью, однако характерные изменения микроструктуры наблюдаются уже при частоте 2,5 Гц [3].

Целью данной работы является изучение влияния амплитудно-частотных характеристик низкочастотных механических колебаний сварочной ванны на значение твердости наплавленного металла и ЗТВ. Ключевой особенностью исследований является тип поперечных колебаний. Они представляют собой возвратно-поступательное движение по дуге окружности, как показано на рис. 1. Величина угла отклонения от положения вертикали не превышает 20°. Значение частоты колебаний не превышает 4,5 Гц при амплитуде до 7 мм.

Методы и материалы

Эксперименты представляют собой механизированную наплавку плавящимся электродом в среде углекислого газа. В качестве плавящегося электрода применялась стальная омеднённая проволока типа СВ 08 Г2С (ER70S-6 – С 0,08; Si 0,9; Mn 1,5) диаметром 1,2 мм, подаваемая посредством полуавтомата сварочного 1 через горелку непосредственно в зону горения дуги. Ток наплавки регулируется посредством скорости подачи электродной проволоки. Скорость подачи проволоки осуществляется как плавно, так и дискретно через соответствующие тумблеры на панели полуавтомата. Величина тока наплавки определялась амперметром, расположенным на лицевой части источника питания 2. Источник питания является собой выпрямитель для ручной и автоматической сварки, обеспечивающий максимальный ток до 400 А. Механическое прямолинейное перемещение сварочной горелки осуществляется посредством подвижной станины с тумблером 3 плавной регулировки скорости перемещения. Свариваемая заготовка закрепляется на подвижном столе 4, который перемещается по дуге окружности в направлении, перпендикулярном направлению наплавки. Колебания стола генерируются посредством шагового двигателя 5. Амплитуда и частота колебаний задаются непосредственно через пульт управления двигателем 6. Максимальная частота, при которой двигатель работает в стабильном режиме, составляет 4,5 Гц. Амплитуда, при которой возможно устойчивое формирование наплавленного валика, не превышает 7 мм. Стол приводился в колебательное состояние после 5–7 с от момента начала горения дуги посредством блока управления 7. Подача и регулировка углекислого газа подаётся из газового баллона 8 посредством редуктора.

В качестве заготовки для наплавки были использованы прямоугольные пластины из низкоуглеродистой стали типа Ст3, толщиной 8 мм, размером 34×25 мм. Перед наплавкой каждая деталь была очищена от за-

щитного покрытия, ржавчины и масел посредством механической шлифовки. Углекислый газ, используемый в экспериментах, представлял собой технический углекислый газ – 99,5 % CO₂. Расход газа лежал в пределах 9–12 л/мин.

Технологические режимы наплавки и амплитудно – частотные характеристики колебания стола с наплавляемой деталью разработаны в соответствии с методикой планирования эксперимента по методу «латинского квадрата» [18]. Функцией отклика является величина твердости наплавленного металла и ЗТВ, а независимыми факторами сила тока дуги I_n , скорость наплавки V_n , амплитуда A и частота внешних колебаний χ . Режимы экспериментов и представлены в табл. 1.

Для измерения твердости после наплавки из всех образцов были изготовлены микрошлифы, обработанные механической обработкой до чистоты 14 класса. Каждый микрошлиф был подвергнут химической обработке путём травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты в течение 10 с.

Измерения величины твердости проводились в верхней части, середине и корневой зоне каждого валика (рис. 2). Результаты измерений приведены в таблице 2.

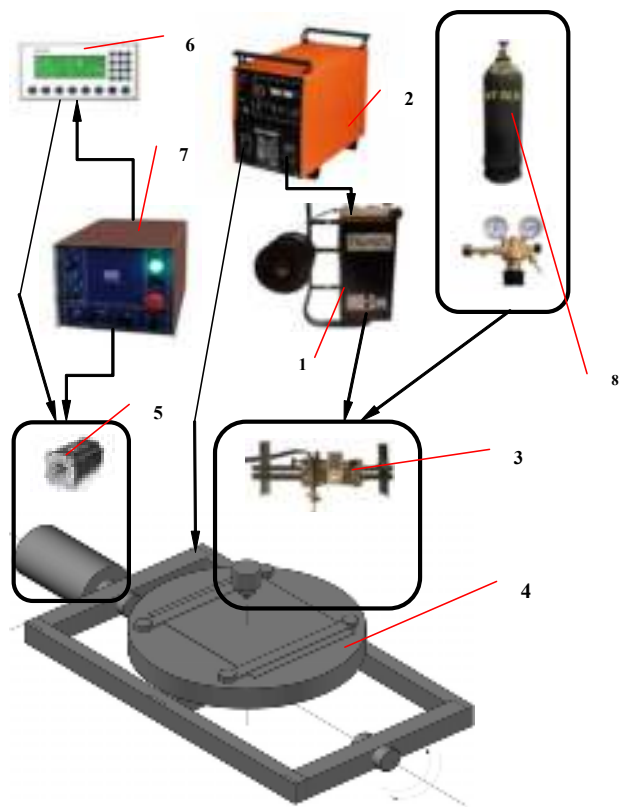


Рис. 1. Установка для наплавки в среде углекислого газа с колебаниями сварочной ванны: 1 – полуавтомат сварочный; 2 – источник питания сварочной дуги; 3 – сварочная горелка и механизм её перемещения; 4 – подвижный стол с закреплённой деталью; 5 – шаговый двигатель; 6 – пульт управления шаговым двигателем; 7 – блок управления шаговым двигателем; 8 – баллон с углекислым газом

Таблиця 1 – Технологіческие режимы и амплитудно-частотные характеристики экспериментов

Номер эксперимента	Ток наплавки I_n , А	Скорость наплавки V_n , м/ч	Частота колебаний ν , Гц	Амплитуда колебаний A , мм
1	100	10	4	7
2	100	14	3,5	6
3	100	18	4,5	3
4	100	22	2,5	4
5	100	26	3	5
6	125	10	3,5	3
7	125	14	3	7
8	125	18	4	4
9	125	22	4,5	5
10	125	26	2,5	6
11	150	10	4,5	6
12	150	14	4	5
13	150	18	2,5	7
14	150	22	3	3
15	150	26	3,5	4
16	175	10	3	4
17	175	14	2,5	3
18	175	18	3,5	5
19	175	22	4	6
20	175	26	4,5	7
21	200	10	2,5	5
22	200	14	4,5	4
23	200	18	3	6
24	200	22	3,5	7
25	200	26	4	3

Результаты экспериментов и обсуждение

Обработка экспериментальных результатов производилась методом регрессионного анализа, что подразумевает построение полиномов с эмпирически опре-

делёнными коэффициентами. Это было осуществлено при помощи программного пакета STATISTICA.

Выражения для твёрдости B наплавленного металла и $B_{зТВ}$ [Па] имеют вид:

$$\begin{aligned}
 B = & 0,0025115325976854 + 11490,9078052973 \cdot A \cdot V_n^2 - 1,4548155487319 \cdot I_n \cdot A^2 + \\
 & + 0,082027586432854 \cdot V_n \cdot \nu^2 + 0,501025022483833 \cdot I_n \cdot V_n^2 + 0,0000416672416763302 \cdot A \cdot I_n^2 - \\
 & - 0,00000642951116417346 \cdot V_n \cdot I_n^2 - 44,3442907498056 \cdot A \cdot \nu \cdot V_n + 0,00105829634213171 \cdot A \cdot \nu \cdot I_n - \\
 & - 0,00241590 \cdot I_n \cdot \nu \cdot V_n + 16,6016450907408 \cdot A \cdot V_n - 0,000000227768144422142 \cdot I_n^2 - \\
 & - 106,349123766147 \cdot V_n^2 - 0,000335306391843706 \cdot \nu^2 + 41,8181782549147 \cdot A^2 + \\
 & 7752,10268876331 \cdot A^3 + 0,0058759267308144 \cdot I_n \cdot V_n + 0,0000103364256894232 \cdot I_n \cdot \nu, \quad (1)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 B_{зТВ} = & 1,384384 \cdot 10^9 - 1,394832 \cdot 10^{12} \cdot I_n \cdot A^2 + 1,607340 \cdot V_n \cdot \nu^2 - \\
 & - 1,310467 \cdot 10^{11} \cdot A \cdot \nu^2 + 5,471284 \cdot 10^{11} \cdot I_n \cdot V_n^2 + 4,611754 \cdot 10^7 \cdot A \cdot I_n^2 - \\
 & - 2,478328 \cdot 10^7 \cdot V_n \cdot I_n^2 + 2,139833 \cdot 10^9 \cdot A \cdot \nu \cdot I_n - 1,789068 \cdot 10^{11} \cdot A \cdot I_n \cdot V_n - \\
 & - 3,220541 \cdot 10^9 \cdot I_n \cdot \nu \cdot V_n - 7,239987 \cdot 10^{11} \cdot \nu \cdot V_n + 5,285688 \cdot 10^{11} \cdot A \cdot \nu + \\
 & + 4,762790 \cdot 10^6 \cdot I_n \cdot \nu + 1,489510 \cdot 10^{10} \cdot I_n \cdot V_n - 5,900029 \cdot 10^9 \cdot I_n \cdot A - \\
 & - 1,567035 \cdot 10^5 \cdot I_n^2 + 8,676576 \cdot 10^{15} \cdot A^3. \quad (2)
 \end{aligned}$$

Таблица 2 – Значения твердости наплавленного металла и металла ЗТВ

№ Образца	Твердость по Виккерсу наплавленного металла (нагрузка 1 кг), $\times 10^7$ Па			Твердость по Виккерсу ЗТВ (нагрузка 1 кг), $\times 10^7$ Па		
	Верх шва	Центр шва	Корень шва	Верх шва	Центр шва	Корень шва
1	195	193	187	217	224	208
2	199	203	203	212	203	224
3	217	226	223	254	261	266
4	223	223	233	233	229	229
5	221	201	210	217	214	221
6	205	199	217	208	207	208
7	218	219	222	210	218	214
8	222	224	232	250	245	248
9	250	232	229	270	275	272
10	260	279	271	320	313	317
11	214	214	224	202	205	205
12	229	229	229	245	243	245
13	214	210	210	197	193	195
14	222	217	232	258	260	264
15	251	257	251	283	287	287
16	208	207	203	220	222	225
17	202	173	178	173	178	175
18	208	214	224	228	228	230
19	222	219	238	227	232	229
20	208	219	212	229	228	229
21	193	193	192	200	198	203
22	219	225	229	225	229	229
23	217	226	218	213	215	214
24	216	214	210	217	218	219
25	203	205	179	215	215	213

Данные уравнения имеют коэффициенты детерминации 85 и 88 соответственно.

Наиболее оптимальный с точки зрения твердости технологический режим определялся сравнением величины твердости при влиянии колебаний и без них (табл. 3).

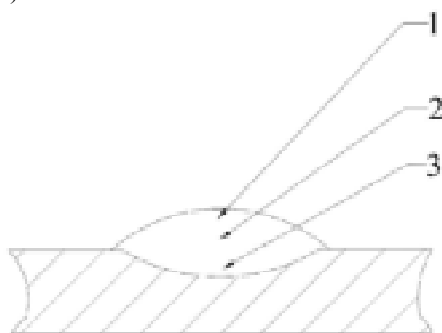


Рис. 2. Схема измерения твердости в наплавленном валике:
1 – верхняя часть, 2 – середина, 3 – корневая зона

Был отобран режим № 2 при значении твердости металла валика $219,7 \times 10^7$ Па и ЗТВ – 214×10^7 Па, что превышает на 31,7 % твердость металла сварного шва и на 25,3 % твердость металла ЗТВ, полученных наплавкой без колебаний.

Для данных значений тока и скорости наплавки были построены контурные графики по зависимостям (1) и (2) (рис. 3) при помощи пакета Mathcad, из которых видно, что оптимальное значение твердости наплавленного металла и металла ЗТВ будет получено при частоте 3 Гц и амплитуде 0,005 м и будет лежать в пределах $(223 \div 230) \cdot 10^7$ Па, что увеличит твердость наплавленного металла в среднем на 36 %, а металла ЗТВ на 33 %.

Выводы

1. Представлены эмпирические зависимости величины твердости наплавленного металла и металла ЗТВ от амплитуды и частоты гармонических колебаний, накладываемых на сварочную ванну, а также силы тока и

скорости наплавки в среде CO_2 на подложку из Ст3 проволокой, аналогичной по составу Св08Г2С. Зависимости получены по методике регрессионного анализа по типу «латинского квадрата» и имеют коэффициент детерминации 85 и 88 соответственно.

2. Приведены сравнительные результаты измерения твёрдости наплавленного металла и металла ЗТВ образцов, наплавленных на различных технологических режимах с колебаниями и без них. На основании этих результатов был выбран тот технологический режим, на котором была получена максимальная разница в

твёрдости с применением колебаний и без них: $I_n = 125$ А; $V_n = 0,0039$ м/с. Применяя полученные эмпирические зависимости, были построены контурные графики, что дало возможность оценить максимально возможное значение твёрдости равное $(223 \div 230) \cdot 10^7$ Па для данного технологического режима и определить необходимые амплитудно-частотные характеристики колебаний: $A = 0,007$ м, $\nu = 3$ Гц. Применение данных технологического и колебательного режимов даёт возможность увеличить твёрдость наплавленного металла и металла ЗТВ на 36 % и 33 % соответственно.

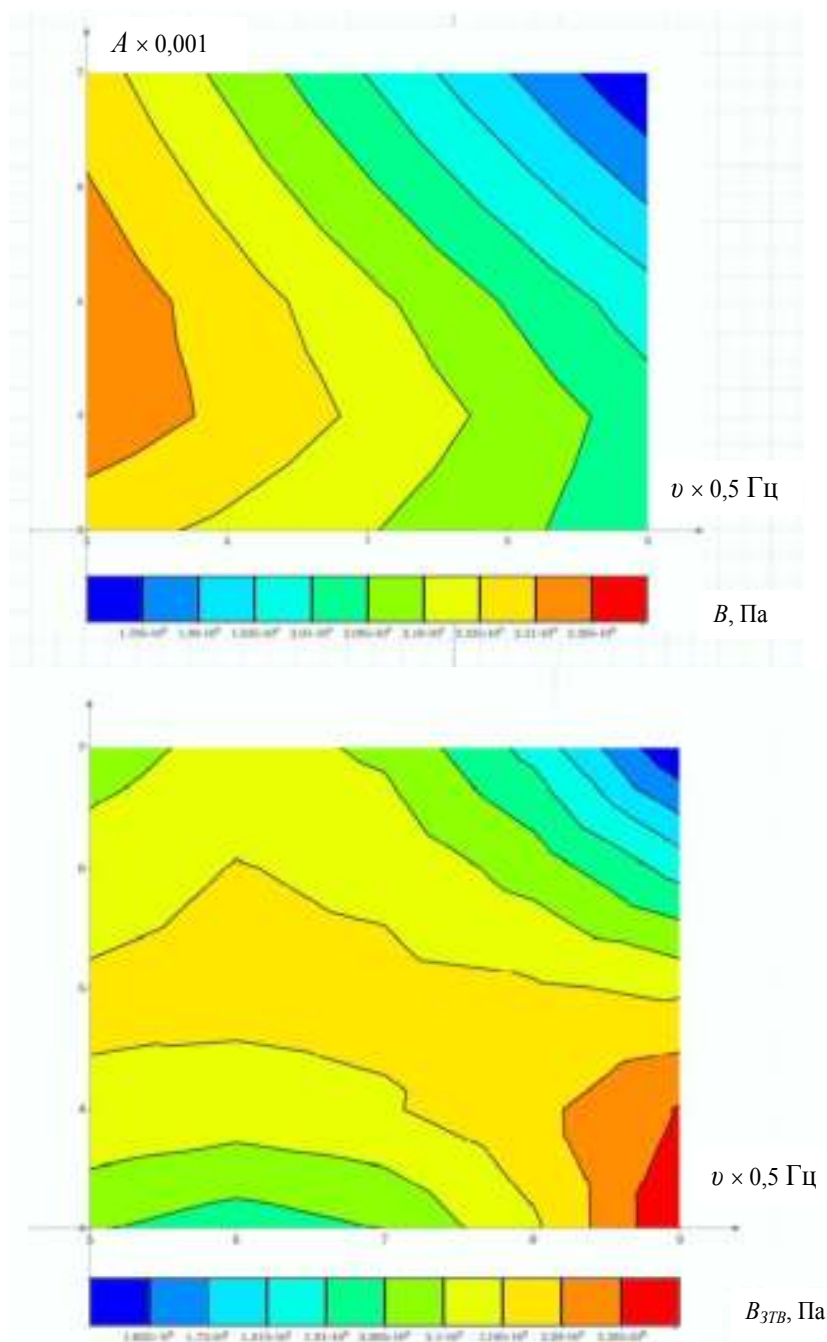


Рис. 3. Контурные графики зависимости значений твёрдости наплавленного металла и ЗТВ от частоты и амплитуды колебаний для режима наплавки $I_n = 125$ А; $V_n = 0,0039$ м/с

Список литературы

1. Preferred Orientation of Inconel 690 after Vibration Arc Oscillation Welding / [Che-wei Kuo, Sheng-Min Yang, Jie-Hao Chen and etc.] // Materials Transactions. – 2008. – Vol. 49(3). – P. 688–690. DOI:10.2320/matertransmep2007305
2. Jose M. J. Vibration assisted welding processes and their influence on quality of welds / M. J. Jose, S. S. Kumar, A. Sharma // Science and Technology of Welding & Joining. – 2016. – Vol. 21(4). DOI: 10.1179/1362171815y.0000000088
3. Agni Arumugam Selvi Effect of linear direction oscillation on grain refinement / Agni Arumugam Selvi // Thesis. – 2014. Master of Science, Ohio State University, Mechanical Engineering, 45 p.
4. Evolution of microstructure and residual stress under various vibration modes in 304 stainless steel welds / [Chih-Chun Hsieh, Peng-Shuen Wang, Jia-Siang Wang, Wei-te Wu] // The Scientific World Journal. – Volume 2014, Article ID 895790, 9 pages. DOI:10.1155/2014/895790
5. Tewari S. P. Influence of Longitudinal Oscillation on Tensile Properties of Medium Carbon Steel Welds of Different Thickness / Tewari S. P. // Thammasat Int. J. Sc. Tech. – 2009. – Vol. 14. – № 4. – P. 17–27.
6. Gill J. S. Effect of Weld Pool Vibration on Fatigue Strength and Tensile Strength of Stainless-Steel Butt-Welded Joints by GTAW Process / Gill J. S., Kalyan Reddy T. // Proceedings of the World Congress on Engineering. – 2018. – Vol II WCE 2018, July 4–6, 2018, London, U.K.
7. In process control of weld pool using weaving control in switch back welding / [Yamane S., Yoshida T., Nakajima T. and etc.] // Quarterly Journal of the Japan Welding Society. – 2009. – Vol. 27. – № 2. – P. 32–36. DOI:10.2207/qjws.27.32s
8. Studies on the effect of vibration on hot cracking and grain size in AA7075 aluminum alloy welding / Balasubramanian K., Balusamy V., Kesavan D. // International Journal of Engineering Science and Technology (IJEST). – 2011. – Vol. 3. – № 1. – P. 681–686.
9. Development of vibratory welding technique and tensile properties investigation of shielded metal arc welded joints / Pravin Kumar Singh, Patel D., Shashi B. Prasad // Indian Journal of Science and Technology. – 2016. – Vol. 9(35). – P. 1. – 6. DOI: 10.17485/ijst/2016/v9i35/92846
10. Effect of frequency on impact strength of dissimilar weldments produced with vibration / J. Kalpana, P. Srinivasa Rao, P. Govinda Rao // Int. J. Chem. Sci. – 2016. – Vol. 14(3). – P. 1797-1804. DOI: 10.13140/RG.2.2.17394.91840
11. Салмин А. Н. Исследование влияния вибрационных колебаний в процессе сварки на технологическую прочность и механические свойства сварных соединений из стали 11Х11Н2В2МФ / Салмин А. Н., Файрушин А. М., Ибрагимов И. Г. // Сетевое издание «Нефтегазовое дело». – 2010. – № 2. – С. 1–8.
12. Зарипов М. З. Исследование влияния вибрационных и ультразвуковых колебаний в процессе варки на свойства сварных соединений нефтегазового оборудования из стали 12Х18Н10Т / Зарипов М. З., Ибрагимов И. Г., Ризванов Р. Г. // Сетевое издание «Нефтегазовое дело». – 2010. – №2. – С. 1–12.
13. Subravel V. Optimizing the magnetic arc oscillation process parameters to attain maximum tensile strength using RSM / Subravel V., Padmanaban G., Balasubramanian V. // Journal of Manufacturing Engineering. – 2017. – Vol. 12(1). – № 3. – P. 49–54.
14. Razmyshlyayev A. D. TMF Influence on Weld Structure at the Welding of 12X18H9T / Razmyshlyayev A. D., Aheieva M. V., Lavrova E. V. // Materials Science Forum. – 2018. – Vol. 927. – P. 1–5. DOI:10.4028/www.scientific.net/msf.927.1
15. Sundaresan S. Use of magnetic arc oscillation for grain refinement of gas tungsten arc welds in β -titanium alloys / Sundaresan S., Ram G.D.J. // Science and Technology of Welding and Joining. – 1999. – V.4 (3). – P. 151 – 160. DOI:10.1179/136217199101537699
16. Laser beam micro welding with high brilliant fiber lasers / [Schmitt F., Mehlmann B., Gedicke J. and etc.] // JLMN-Journal of Laser Micro/Nanoengineering. – 2010. – Vol. (5). – № 3. – P. 197–203. DOI:10.2961/jlmn.2010.03.0003
17. Шевельков В. В. Твёрдость – критерий упрочнения металлических материалов / Шевельков В. В. // Вестник ПсковГУ. Серия «Экономические и технические науки». – 2014. – №5. – С. 125–134.
18. Протодьяконов М. М. Методика рационального планирования эксперимента / Протодьяконов М. М., Тедер Р. И. – М. : Наука, 1970. – 76 с.

Одержано 21.11.2019

Лебедєв В. О., Новиков С. В., Соломійчук Т. Г. Визначення твердості наплавленого металу і металу зони термічного впливу (ЗТВ) під час низькочастотних коливань зварювальної ванни

Актуальність роботи. Використання механічних гармонійних коливань зварювальної ванни або інструменту є недорогим і досить простим засобом формування бажаного ступеня дисперсності структури, а й, відповідно, міцності наплавленого металу. Можливість по-різному прикладати коливання щодо осі наплавлення (зварювання) дозволяє формувати зварювальний шов або наплавлюваній валик з певною анізотропією механічних властивостей у заданому напрямку.

Дослідженню формування мікроструктури в умовах періодичного впливу на розплав присвячена велика кількість робіт. Однак дослідження стосуються здебільшого вивчення впливу коливань із значеннями частоти значно більшими 5 Гц й значеннями амплітуди від декількох мікрон до 2–3 мм.

Досліджується можливість впливу на величину твердості наплавленого металу і металу зони термічного впливу (ЗТВ) завдяки коливанням розплаву зварювальної ванни з частотним діапазоном 2,5–4,5 Гц і амплітудним діапазоном 3–7 мм.

Мета роботи – отримання кількісних залежностей, що визначають величину твердості наплавленого металу і металу ЗТВ як функцію від параметрів технологічного і коливального режимів.

Методи дослідження. Для досліджень зразки були підготовлені і відполіровані до 14 ступеня чистоти за ДСТУ 25593-83. Наплавлення проводилося легованим дротом у середовищі вуглекислого газу, де зварювальний зразок був з вуглецевої сталі типу Ст3.

Твердість за Віккерсом визначалася за допомогою твердоміра LECO M-400 з навантаженням індентером 1 кг згідно з ДСТУ ISO 6507-1: 2007. Результати вимірювань оброблялися методом регресійного аналізу за допомогою програмних пакетів STATISTICA 12 і PTC Mathcad Prime 3.1.

Результати. Отримано регресійні моделі залежності величини твердості наплавленого металу і металу ЗТВ від сили струму і швидкості наплавлення, амплітуди і частоти гармонійних коливань зварювальної ванни. За отриманими моделям побудовані контурні графіки залежності величини твердості від амплітудно-частотних характеристик коливань. Наведено варіант прогнозу отримання максимальної твердості наплавленого металу і металу ЗТВ при струмі наплавлення 125 А і швидкості наплавлення 14 м/ч.

Наукова новизна. Були проведені експерименти з наплавлення зразків при різних коливальних режимах зварювальної ванни, що здійснювалися за допомогою застосування програмованого крокового двигуна.

Побудовано емпіричні залежності впливу величин струму і швидкості наплавлення, частоти і амплітуди коливань певного діапазону на величину твердості наплавленого металу і ЗТВ.

Практична цінність. Доведено можливість підвищення твердості наплавленого металу і ЗТВ за рахунок застосування коливань зварювальної ванни цього амплітудно-частотного діапазону. Визначено значення амплітуди і частоти коливань при оптимальних значеннях сили струму і швидкості наплавлення, що дозволяють отримати максимальне значення твердості.

Ключові слова: наплавлення, коливання, твердість, ЗТВ, регресійна модель, контурний графік.

Lebedev V., Novykov S., Solomiichuk T. Determination of the hardness of the weld metal and the metal of the heat affected zone (HAZ) during low-frequency oscillations of the weld pool

Work relevance. The using of mechanical harmonic oscillations of welding pool or tool are inexpensive and quite simple procedure formation desirable degree of dispersion structure it means weld metal strength. Possibility of oscillations differently applied relative of the surfacing (welding) process axis lets welding seam or surfacing bead formation with certain anizotropy of mechanical properties in given direction.

Many works have dedicated of researches of microstructure formation by conditions of periodic action on weld melt. However, the most part of it are devoted mostly researching to influence oscillations with frequency much superior value of 5 Hz and amplitude value range from some microns to 2–3 mm.

Purpose of work is getting quantity dependencies which defining hardness value of weld metal and metal of HAZ as a function of technological and oscillations modes parameters.

Research methods. For researchers the samples have had prepared and polished to #8 Mirror Finish by ISO (ГОСТ 25593 – 83). The surfacing process in CO₂ protection environment had has carried out by alloy wire named G3Si1 by EN 13479 ISO 143341 (ТУ У 322-4-392-96) which diameter 1.2 mm. Base metal was common quality carbon steel type E 235-C by ISO 630:1995, ISO 1052:1982 (ДСТУ 2651:2005). Measurement of hardness (by Vickers) had carried out on hardness tester named LECO M-400 under indenter load 1 kg by ISO 6507-1:2007 (ДСТУ ISO 6507-1:2007). Research resultants had treatment by regression analysis methods with application of analytics software package STATISTICA 12 and engineering math software PTC Mathcad Prime 3.1.

Results. Regressive models of hardness value as function magnitudes arc current, the surfacing process velocity, amplitude and frequency oscillations have received. Contour plots of depend of hardness value from amplitude and frequency magnitudes were created. Variant of predict of the receiving maximum value hardness weld metal and metal of HAZ at arc current 125 A and the surfacing process speed 14 m/h are presented.

Scientific novelty. The experiments were carried out with different amplitude and frequency values which were given through programming step motor.

Empirical depends of influence of technological and oscillation modes parameters of certain range on weld metal hardness and metal HAZ hardness values are created.

Practical value. An increase possibility of hardness values of weld metal and metal of HAZ due to use weld pool oscillations with frequency value range 2.5–4.5 Hz and amplitude value range 3–7 mm was proven. The magnitudes of amplitude and frequency permitting receives maximum hardness values at optimal values of arc current and the surfacing velocity were obtained.

Key words: the surfacing, oscillation, hardness, HAZ, regression model, contour graph.

НАНЕСЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ДЕТОНАЦИОННЫМ МЕТОДОМ НА ВНУТРЕННИЙ КОРПУС СОПЛОВОГО АППАРАТА

Цель работы. Определение влияния термической обработки теплозащитного покрытия на его стойкость и геометрические размеры деталей.

Методы исследования. Металлографические исследования поверхности упрочненных деталей, проведены геометрические обмеры, измерение адгезии.

Полученные результаты. Исследован процесс детонационного напыления порошковых металлических покрытий с использованием конденсированных высокоэнергетических материалов на базе разработанной установки. Суть детонационного напыления представлена как одна из разновидностей газотермического напыления промышленных покрытий, в основе которого лежит принцип нагрева напыляемого порошкового материала с последующим его ускорением и переносом на напыляемую деталь с помощью продуктов детонации. При детонационном напылении для нагрева и ускорения напыляемого материала использовалась энергия продуктов детонации газокислородного топлива. В качестве горючего газа применялась пропан-бутановая смесь. Благодаря высокой скорости напыляемых частиц (600—1000 м/с), детонационные покрытия обладают плотностью, близкой к плотности спечённого материала, и высокой адгезией. Детонационное напыление позволило напылять широкий круг материалов: металлы и их сплавы, оксиды, твёрдые сплавы на основе карбидов. При этом нагрев напыляемого изделия незначителен. Детонационное напыление из-за своего дискретного характера является очень экономичным, но не слишком производительным методом (по сравнению, например, с высокоскоростным газопламенным напылением). Благодаря высокой плотности и адгезии, получаемым детонационным способом, покрытия широко применяются в авиации, автомобильной и других областях машиностроения. Представлены результаты исследований полученных покрытий.

Научная новизна. Установлены закономерности термической обработки внутреннего корпуса соплового аппарата. Выявлено, что термическая обработка приводит к изменению структуры износостойкого покрытия, что увеличивает стойкость детали (количество термоциклов до образования трещин). Определено, что термическая обработка приводит к тому, что на покрытии не обнаружено трещин, сколов и вспучиваний.

Практическая ценность. В ходе работы была проведена серия постановочных экспериментов по определению влияния термообработки (ТО) теплозащитного покрытия ТЗП-2 на стойкость покрытия. Сравнительные исследования проводились на 2 корпусах внутренних сопловых аппаратов (СА). Выбран оптимальный режим термической обработки.

Ключевые слова: сопловой аппарат, нанесение покрытий, детонационный метод, уплотнительное покрытие, износостойкое покрытие, теплозащитное покрытие.

Введение

В настоящее время широко применяются такие методы нанесения покрытий распылением, как металлизация, газопламенное и плазменное напыление [1, 2]. В силу того, что их свойства в некоторых случаях не удовлетворяют предъявляемым требованиям (из-за сравнительно низкой прочности сцепления таких покрытий с основой, в связи с чем ограничено их использование в машинах и механизмах, работающих при ударных нагрузках, а достигающая 10% пористость делает невоз-

можной их эксплуатацию в агрессивных средах [3–5]), то значительный интерес представляет детонационный метод нанесения покрытий [6]. Сущность детонационного напыления заключается в ускорении и одновременном нагреве напыляемых частиц с помощью взрыва с последующим контактом частиц порошка и уплотняемой детали [7]. В результате происходит устойчивое механическое сцепление подложки и наносимого материала [8], который в свою очередь мо-

жет изменять химические и механические свойства упрочняемой подложки [9–10].

Актуальность и цель работы

Имеется принципиальная возможность наносить покрытия [11] как различной толщины [12], так и различной химической структуры [13], в том числе и многослойные градиентные структуры [14]. К преимуществам этого метода [15, 16] относят высокую прочность сцепления ($10 \dots 16 \text{ кг/мм}^2$) [17], высокую плотность (пористость менее 1 %) [18], возможность нанесения широкого класса материалов на подложки без изменения свойств материала основы [19]. Кроме того, из всех существующих только данный метод позволяет наносить металлокерамические твердые сплавы на основе карбидов вольфрама [20], хрома [21], титана [22]. При этом свойства покрытий практически не отличаются от свойств аналогичных твердых сплавов [23], полученных методами спекания [24]. Также к существенному преимуществу детонационного метода [25] относится лишь незначительный нагрев напыляемого изделия [26] по сравнению с другими методами (обычно $d \approx 250 \text{ }^\circ\text{C}$) [27]. Высокие эксплуатационные свойства покрытий [28], получаемых методом детонационного напыления, позволяют радикально (в $5 \dots 10$, а в некоторых случаях в $20 \dots 30$ раз) [29] повышать ресурс [30], износостойкость узлов и деталей [31].

Материалы и методика исследования

Корпус СА имеет три вида покрытий: уплотнительное покрытие 20Б – материал на основе никеля и меди (17–22 %) с добавлением графита (8–10 %), нитрида бора (18–20 %) и окиси кремния (4–8 %) (температура эксплуатации до $600 \text{ }^\circ\text{C}$), применяется в виде покрытия, наносимого плазменным и газоплазменным способом (порошки, стержни), износостойкое КХНП-15 (рабочая температура до $950 \text{ }^\circ\text{C}$) и теплозащитное ТЗП-2 (рабочая температура до $1050 \text{ }^\circ\text{C}$). Поэтому для проведения работ по термообработке были взяты корпуса без нанесенного уплотнительного покрытия 20Б.

Сначала на корпуса СА и образцы-свидетели (для проведения исследований) было нанесено методом детонационного напыления износостойкое покрытие КХНП-15. Потом на корпуса внутренние СА и образцы (для проверки прочности сцепления) было нанесено покрытие ТЗП-2



Рис. 1. Внешний вид корпуса внутреннего СА с покрытием ТЗП-2 без ТО

(см. рис. 1) толщиной $0,35 \dots 0,45 \text{ мм}$, которое состоит из подслоя ПН70Ю30 ($0,15 \dots 0,2 \text{ мм}$) и наружного слоя ПЦПК-63-Н30 ($0,2 \dots 0,25 \text{ мм}$) и другие статорные детали. Покрытие ТЗП-2 в котором сколов, вспучиваний и трещин нет, соответствует требованию технологии. Согласно проведенным испытаниям, величина прочности сцепления на клеевых образцах составила $6,2 \text{ кгс/мм}^2$.

Корпус (№ 033А) и образец-свидетель с покрытием ПКХН-15, прошли термообработку по режиму: загрузка в печь при $250 \text{ }^\circ\text{C}$ – нагрев до $650 \text{ }^\circ\text{C}$ – выдержка 1 ч при $650 \text{ }^\circ\text{C}$ – нагрев до $810 \text{ }^\circ\text{C}$ – выдержка 2 ч при $810 \text{ }^\circ\text{C}$ – охлаждение в печи до $200 \text{ }^\circ\text{C}$. Время полного цикла термообработки (нагрев-остывание) составило 60 часов.

Далее исследования проводили с покрытием ТЗП-2.

После ТО покрытие ТЗП-2 на корпусе изменило цвет с серого на серо-зеленый (см. рис. 2).



Рис. 2. Внешний вид покрытия ТЗП-2 после ТО

Также была проведена проверка прочности сцепления покрытия ТЗП-2 на клеевых образцах, прошедших ТО согласно технологии. Полученная средняя величина прочности сцепления ТЗП-2 составила $5,3 \text{ кгс/мм}^2$. Фото образцов с покрытием до и после ТО представлены на рис. 3.

Далее после напыления покрытия ТЗП-2 и ТО корпуса (№ 033А) были проведены геометрические обмеры.

Теория и анализ полученных результатов

На образцах-свидетелях с покрытием ПКХН-15, прошедшем термообработку и не прошедшем ТО, были проведены сравнительные металлографические (см. рис. 4) и спектральные исследования. Покрытия идентичны, и термообработка на $810 \text{ }^\circ\text{C}$ не приводит к изменению структуры износостойкого покрытия. Затем оба корпуса были направлены на термоциклирование по режиму: загрузка в печь при $900 \text{ }^\circ\text{C}$ – выдержка 20 мин. при $900 \text{ }^\circ\text{C}$ – охлаждение на воздухе до $20 \dots 50 \text{ }^\circ\text{C}$. После 15 циклов термоциклирования на наружном корпусе, не прошедшем ТО (№ 003А), появилось 3 скола покрытия ТЗП-2 в районе верхнего сварного шва (см. рис. 5). После 20 циклов термоциклирования на этом же корпусе появилось еще один скол покрытия, а также краевые сколы

шириной до 2 мм (рис. 6).

После 35 циклов термоциклирования на этом же корпусе появились еще два скола покрытия, а предыдущие сколы увеличились в размерах вдоль сварных швов (рис. 7).

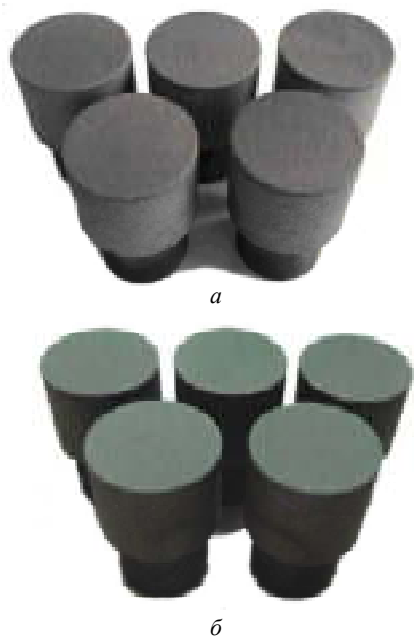


Рис. 3. Внешний вид клеевых образцов: *а* – образцы после напыления без ТО; *б* – образцы после напыления и ТО

После 50 циклов термоциклирования на корпусе, не прошедшем ТО (№ 003А), выявлено 8 сколов покрытия ТЗП-2 по верхнему сварному шву, 2 скола по вертикальному сварному шву, а также нижние краевые сколы (см. рис. 8).



Рис. 4. Шлифы покрытия ПКХН-15 ($\times 200$): *а* – покрытие КХН-15 до ТО; *б* – покрытие КХН-15 после ТО 810 °С



Рис. 5. Скол покрытия ТЗП-2 после 15 циклов термоциклирования



Рис. 6. Скол покрытия ТЗП-2 после 20 циклов термоциклирования



Рис. 7. Сколы покрытия ТЗП-2 после 35 циклов термоциклирования



Рис. 8. Сколы покрытия ТЗП-2 после 50 циклов термоциклирования

В тоже время на корпусе (№ 033А), прошедшем ТО трещин, сколов и вспучиваний покрытия ТЗП-2 не обнаружено (см. рис. 9).

С помощью рентгенофлуоресцентного анализатора OLYMPUS Innov-X проверено и подтверждено соответствие материала корпуса внутреннего СА (ЭИ-868) и покрытия ТЗП-2 (ПН70Ю30, ПЦПК-63-Н-30), а также, что скол покрытия произошел по границе ПН70Ю30 и ПЦПК-63-Н-30.



Рис. 9. Внешний вид покрытия ТЗП-2 на корпусе (№ 033А), прошедший ТО после 50 циклов термоциклирования

Выводы

В данной статье показано, что проведенные опытные работы по термоциклированию показали, что тер-

мообработка корпуса внутреннего соплового аппарата снижает вероятность образования сколов покрытия.

Список литературы

1. Ткаченко С. Н. Поверхностное упрочнение деталей из высокоуглеродистых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Восточно-европейский журнал передовых технологий, 2/5, (62), Харьков, 2013. – С. 30–34.
2. Ткаченко С. Н. Математическое моделирование скорости химической реакции для повышения эксплуатационных свойств деталей и инструмента сельскохозяйственного назначения методом СВС / С. Н. Ткаченко // Міжвузівський збірник (за галузями знань «Технічні науки») // Випуск 59, Луцьк, 2017. – С. 269–277.
3. Shilin R. Materials for aerospace technique / R. Shilin // Aviation Materials on the border of XX and XXI centuries. VIAM. – 1994. – Vol. 2. – P. 49–63.
4. Tams R. D. Selection and use of Large diameter titanium pipe in a condeep offshore oil production platform / R. D. Tams // Proc. of the int. conf. on titanium prod. and appl. – 1990. – Vol. 1. – P. 368–393.
5. Titanium'2003 Science and Technology: prog. 10th World Conf. on Titanium, Saint-Petersburg, Russia 13-18 July 2003. – Hamburg, Germany. – Vol. 1–5. – 3425 p.
6. Titanium ' 2003: science and Technology: Proc. 10th World Conf. on titanium, 13–18 jul. 2003, Hamburg, Germany / edited by G Luetjering; J Albrecht– Weinheim: DGM:Wiley-

- VCH, 2004. – Vol. 1–5. – 3425 p.
7. Titanium '95: science and technology: proceedings of the eighth world conference on titanium, 22-26 Oct., 1995, Birmingham, UK / edited by P.A. Blenkinsop, W.J. Evans and H.M. Flower – London : Institute of Materials, 1996. – Vol. 3–25.
 8. Designing with titanium: proceedings of the eighth world conference on titanium, 7-9 July, 1986, University of Bristol, London / edited by P.A. Blenkinsop, W.J. Evans and H.M. Flower – London : Institute of Materials, 1986. – 305 p.
 9. Bania P.J./ Ti-1100 (Ti-1100, a High strength high temperature alloy) // Allow dig. – 1993. – Febr. – P. 5–6.
 10. Materials properties handbook. Titanium alloys / Ed. by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. – ASM International. The Matirial Information Society, 1994. – 1176 p.
 11. The alloying of titanium by oxygen in the process of chamber electro-slag remelting / A.D. Ryabtsev, O.A. Troyanskyy, S.M. Ratiev [and other] // Proceeding of the 2011 International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting «LMPC 2011». Nancy, France, September 18-21, 2011: LMPC, 2011– P. 39–42.
 12. Crossley F. A. Elevated temperature mechanical properties of transage 175 alloys (Ti-2.3Al-13V-7Sn-2Zr) / F. A. Crossley // SAMPE Quart. Covina Calif. – 1985. – Vol. 17. – № 3. – P. 5–12.
 13. Chao Y. J. Thermal and thermo-mechanical modeling of friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6 / Chao Y. J. and Qi X. // Journal of materials processing & manufacturing science. – 1998. – № 7(2). – P. 215–233.
 14. Frigaard O. A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. Metallurgical and Material Transactions / Frigaard, O., Grong, O. and Midling, O. T. // Physical Metallurgy and Materials Science. – 2001. – № 32(5). – P. 1189–1200.
 15. Tang W. Heat input and temperature distribution in friction stir welding / Tang W., Guo X., and McClure J. C. // Journal of materials processing & manufacturing science. – 1998. – № 7(2). – P. 163–172.
 16. Ryabtsev A. D. The refining and alloying of titanium in the process of chamber electro-slag remelting // Slags and fluxes in Modern metallurgy / A. D. Ryabtsev, B. Friedrich and A. Troyansky [eds.] / Proceeding of the International Workshop on Metal-Slag Interactions/ September 14 to 19 in Yalta, Crimea, Ukraine, Shaker Verlag, Aachen, 2011. – P. 175–188.
 17. Thomas W. M. Friction stir welding-recent developments in tool and process technologies / W. M. Thomas, K. I. Johnson, C. S. Wiesner // Advanced engineering materials. – 5(7). – P. 485–490.
 18. Nalwa H. S. Nanostructured materials and tehnology / Nalwa H. S. – Esliver, 2001. – 864 p.
 19. Ajayan P. M. Nanocomposite science and technology / Ajayan P.M. – Wiley-VCN GmbH & Co, 2003. – 230 p.
 20. Kelsall R. Nanoscale science and technology / Kelsall R. – Wiley and Songs, 2005. – 475 p.
 21. Ivanishenko Yu. Deformation mehanisms in nanocrystalline palladium at large strains. / Yu. Ivanishenko, L. Kurmanaeva, J. Weissmueller // Acta materiala. – 2009. – № 57. – P. 3391–3401.
 22. Kolobov Yu.R. Grain boundary diffusion and plasticity/ superplasticity of polycrystalline and nanostructured metals and alloys / Yu.R. Kolobov, I.V. Ratochka // Materials Science and Engineering A. – 2005. – V. 410–411. – P. 468–471.
 23. Microstructures and mechanical properties of ultrafine-grained Ti foil processed by equal-channel pressing and cold rolling / Yu. Zhu, Yu.R. Kolobov, G.P. Grabovetskaya and etc. // J. Mater. Res. – 2003. – Vol. 18, N 4. – P. 1011–1016.
 24. Bulc nanostructured materials from severe plastic deformation / Valiev R.Z., Islamgaliev R.C., Alexandrov I.V. and etc. // Prog. Mater. Sci. – 2000. – № 45. – P. 103–189.
 25. Investigation and application of severe plastic deformation / Stolyarov V.V., Latysh V.V., Valiev R. Z. [et al.] // Kluwer Pulishers. NATO Sciense Series. – 2000. – № 3. – P. 80–91.
 26. Mechanical properties of submicrocrystalline Ti-6Al-4V titanium alloy produced by severe plastic deformation / S. Zherebtsov, G. Salishev, R. Galeev [at al.] // Jornal of JSEM. – 2005. – № 3 (Vol. 5). – P. 92–96.
 27. Production of submicrocrystalline structure in lage-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation procession / S. Zherebtsov, G. Salishev, R. Galeev and etc. // Scripta Mater. – 2004. – № 51. – P. 1147–1151.
 28. Paton B. E. Welding in space and related tecnologies / B. E. Paton, V. F. Lapchinskii // E.O.Paton Electr. Weld. Inst. National Acad. of Sci. of the Ukraine. – Cambridge : Cambr. Intern. Sci. Publ., 1997. – 121p.
 29. Beygelzimer Y. Grain refinement versus voids accumulation during severe plastic deformations of polycrystals: mathematical simulation / Y. Beygelzimer // Machanics of Materials. – 2005. – № 37. – P. 753–767.
 30. Reinsch Wayne A. Terminology for titanium microstructure / Wayne A. Reinsch // Metal Progress. – 1982. – № 2. – P. 51–56.
 31. Vydehi Arun Joshi. Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features / Vydehi Arun Joshi. – London : New York : Taylor & Francis Group, 2006. – 227 p.

Одержано 02.12.2019

Ткаченко С. М., Єфанов В. С., Саприкін Є. В., Ждан В. О., Распорня Д. В. Нанесення порошкових покриттів детонаційним методом на корпус внутрішніх соплових апаратів

Мета роботи. Визначення впливу термічної обробки теплозахисного покриття на його стійкість і геометричні розміри деталей.

Методи дослідження. Металографічні дослідження поверхні зміцнених деталей, проведені геометричні обміри, вимір адгезії.

Отримані результати. Досліджено процес детонаційного напилення порошкових металевих покриттів з використанням конденсованих високоенергетичних матеріалів на базі розробленої установки. Суть детонаційного напилення представлена як один із різновидів газотермічного напилення промислових

покривів, в основі якого лежить принцип нагріву напилюваного порошкового матеріалу з подальшим його прискоренням і перенесенням на напилювану деталь за допомогою продуктів детонації. Під час детонаційного напилення для нагрівання і прискорення напилюваного матеріалу використовувалася енергія продуктів детонації газокисневого палива. Як горючий газ застосовувалася пропан-бутанова суміш. Завдяки високій швидкості напилюваних частинок (600–1000 м / с), детонаційні покриття мають щільність, близьку до щільності спеченого матеріалу, і високу адгезію. Детонаційне напилення дозволило напилювати широке коло матеріалів: метали та їх сплави, оксиди, тверді сплави на основі карбідів. При цьому нагрів напилюваного виробу незначний. Детонаційне напилення через свій дискретний характер є дуже економічним, але не дуже продуктивним методом (порівняно, наприклад, з високошвидкісним газополуменим напиленням). Завдяки високій щільності та адгезії, одержуваних детонаційними способом, покриття широко застосовуються в авіації, автомобільній та інших галузях машинобудування. Представлені результати досліджень отриманих покриттів.

Наукова новизна. Встановлено закономірності термічної обробки внутрішнього корпусу соплового апарату. Виявлено, що термічна обробка призводить до зміни структури зносостійкого покриття. Визначено, що термічна обробка призводить до того, що на покритті не виявлено тріщин, сколів і спучування.

Практична цінність. У процесі роботи була проведена серія постановочних експериментів щодо визначення впливу термообробки (ТО) теплозахисного покриття ТЗП-2 на стійкість покриття і геометричні розміри деталей. Порівняльні дослідження проводилися на 2 корпусах внутрішніх соплових апаратів (СА). Вибрано оптимальний режим термічної обробки.

Ключові слова: сопловий апарат, нанесення покриттів, детонаційний метод, покриття ущільнювача, зносостійке покриття, теплозахисне покриття.

Tkachenko S., Yefanov V., Saprykin Y., Zhdan V., Raspornya D. Spraying of a powder coating on an inner body of a nozzle assembly using a detonation method

Objective. Determining of heat treatment influence on a thermal blanket persistency and geometrical dimensions of its parts.

Methods of research. Metallographical surface evaluations of a work-hardened parts geometrical measurements, measuring the adhesion.

Results. The article details a detonation spraying of a metal powder coating using condensed high-energy materials based on engineered installation. Results of derived thermal blanket are featured.

Scientific novelty. Scientific novelty. Behavior patterns of inner body of a nozzle assembly was established. It was identified that heat processing leads to changes in metallurgical structure in an anti-abrasion coating. It was defined that heat processing results in no cracks, cleavages or swellings.

В ходе работы была проведена серия постановочных экспериментов по определению влияния термообработки (ТО) теплозащитного покрытия ТЗП-2 на стойкость покрытия. Сравнительные исследования проводились на 2 корпусах внутренних сопловых аппаратов (СА). Выбран оптимальный режим термической обработки.

Practical value. During work the series of raising experiments were conducted on determination of influence of heat treatment (HT) of heatcover coverage of HCC- 2 on firmness of coverage and geometrical sizes of details. Comparative researches were conducted on 2 corps of internal nozzle vehicles (NV). Optimal heat treatment conditions were established.

Key words: by a nozzle vehicle, overcoating, detonation method, compacting coverage, wearproof coverage, heatcover coverage.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 66.03:678.05

Канд. техн. наук Плескач В. М.

Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

РОЗРАХУНОК ЕНЕРГОЗАОЩАДЖУВАЛЬНИХ ПРЕС-ФОРМ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ З КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Мета роботи. Розроблення методики теплового розрахунку при проектуванні енергозаощаджувальних прес-форм для виготовлення виробів з композиційних матеріалів.

Методи дослідження. Аналіз наявних теплових розрахунків прес-форм; аналіз теорії теплообміну і теплопровідності та розрахунків на їх основі.

Отримані результати. У процесі роботи з'ясовані та описані процеси конвективної тепловіддачі з бічної поверхні прес-форми; розроблена методика розрахунку втрат енергії шляхом тепловіддачі при певній температурі на зовнішній поверхні прес-форми. З метою заощадження втрат енергії запропоновано застосовувати на поверхні тепловіддачі прес-форми шар з теплоізоляційного матеріалу; на підставі законів теплопровідності запропоновано методику розрахунку його товщини для досягнення оптимальної температури на поверхні тепловіддачі ізольованої прес-форми.

Наукова новизна. У літературних джерелах не трапляються подібні методи розрахунку температури на ізольованій поверхні прес-форми і зменшених у зв'язку з цим втрат енергії шляхом тепловіддачі.

Практична цінність. Запропонований метод розрахунку може бути використаний при проектуванні енергозаощаджувальних прес-форм для виготовлення виробів з композиційних матеріалів.

Ключові слова: прес-форма, енергозаощаджування, тепловіддача, теплопровідність, конвекція

Виготовлення виробів з полімерних композиційних матеріалів (ПКМ) прямим пресуванням вимагає значних енергетичних втрат, пов'язаних з плавленням вихідних матеріалів і витримкою виробів у прес-формі на час формування і полімеризації. Проблема заощаджування енерговтрат при пресуванні є завжди актуальною. Розрахунок тепловіддачі прес-форми з теплоізоляційним шаром на поверхні тепловіддачі дозволяє обрати оптимальні матеріал і товщину теплоізоляційного шару, чим заощаджується втрата енергії.

Повні втрати тепла при пресуванні виробу розраховуються за залежністю [1–4]:

$$Q_n = Q_{км} + Q_{сн} + Q_{бн} + Q_i, \text{ Вт}, \quad (1)$$

де $Q_{км}$ – теплота нагрівання композиційного матеріалу у прес-формі, Вт; $Q_{сн}$ – втрата теплоти у стіл преса, Вт;

$Q_{бн}$ – віддача теплоти з бічної поверхні у доквілля, Вт;

$Q_{бз}$ – втрати теплоти крізь болтові з'єднання, Вт;
 Q_i – інші втрати (Вт).

Конструктивно знизити втрати тепла шляхом теплоізоляції можна було б у місці закріплення прес-форми на столі преса. Але під періодичною дією зусилля пресування цей шар теплоізоляції напевно з часом швидко зруйнується. Тому варто розглянути можливість теплоізоляції бічної поверхні прес-форми.

Принципово при аналізі теплообміну між бічною поверхнею і доквіллям прес-форму можна розглядати як прямий циліндр (з вертикальною стінкою) з круговою або некруговою основою. Процес теплообміну між стінкою прес-форми і газом доквілля (повітрям) здійснюється шляхом вільної конвекції, тобто газами, які нагріваються від гарячої поверхні і рухаються по ній вгору, постійно змінюючись.

Інтенсивність тепловіддачі при конвективному теплообміні можна оцінити за формулою Ньютона – Рихмана [5]:

$$Q = \alpha F(t_c - t_2), \text{ Вт}, \quad (2)$$

де F – площа поверхні тепловіддачі, м^2 ; t_c – температура стінки, $^{\circ}\text{C}$; t_2 – температура газу доквілля, $^{\circ}\text{C}$; α – коефіцієнт тепловіддачі, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^{\circ}\text{C})$.

Проте складність практичних розрахунків пов'язана з тим, що коефіцієнт тепловіддачі залежить від багатьох чинників, які характеризують власне процес теплообміну, і визначити його непросто.

При конвективному русі вздовж вертикальної стінки прес-форми температура повітря змінюється від t_c до t_2 на певній відстані від стінки, а швидкість руху – від нуля до максимальної величини у її верхній точці. Спочатку товщина прилеглого шару повітря дуже мала, і рух у ньому має ламінарний характер. При подальшому русі вгору товщина шару збільшується, а характер руху стає нестабільним і за певних умов переходить у турбулентний. Переважання того чи іншого режиму руху залежить як від температурного напору ($\Delta t = (t_c - t_2)$), так і від часу руху вздовж стінки (її висоти). Форма тіла (поперечний переріз) практично не впливає на зміну характеру руху повітря, більше значення має протяжність поверхні, вздовж якої здійснюється рух. З початком руху ламінарний потік має плівковий характер, який поступово переходить у власне ламінарний. Турбулентний рух починається з хвильового, локоноподібного руху і з часом переходить у вихровий з відривом вихрів від стінки. Проте на нижній ділянці стінки довжиною 0,2...0,3 м ламінарний режим зберігається навіть при великих температурних напорах.

На сьогодні у літературних джерелах [1–4] пропонуються різноманітні емпіричні формули для визначення коефіцієнта тепловіддачі. Однак для обґрунтованого розв'язання задачі незалежно від форми, розмірів і матеріалу виробу, що охолоджується, необхідно виконати умови подібності теплових процесів, які мають універсальний вигляд на основі теорії подібності. Згідно з нею інтенсивність тепловіддачі визначається числом Нуссельта Nu , яке при вільній конвекції має вигляд:

$$Nu = C(Gr \cdot Pr)^n, \quad (3)$$

де Gr – число Грасгофа; Pr – число Прандтля.

Число Грасгофа Gr характеризує відносну ефективність підйомної сили, яка викликає вільноконвективний рух газу доквілля вздовж охолоджуваної поверхні, і має вигляд [4–6]:

$$Gr = g\beta\Delta t \frac{l^3}{\nu^2}, \quad (4)$$

де g – прискорення вільного падіння, $\text{м}/\text{с}^2$; β – температурний коефіцієнт об'ємного розширення газу до-

квілля, $1/^{\circ}\text{C}$; Δt – температурний напір, $^{\circ}\text{C}$; l – характерний лінійний розмір поверхні, м ; ν – кінематичний коефіцієнт в'язкості газу доквілля, $\text{м}^2/\text{с}$.

Число Прандтля Pr – це теплофізична характеристика теплоносія.

Постійні C і n у рівнянні (3) різні для різних значень аргументу ($Gr \cdot Pr$) наведені у таблиці 1 [5, 6].

Таблиця 1 – Значення C і n у рівнянні (3)

№ поз.	Число $Gr \cdot Pr$	C	n
1	$10^{-3} < Gr \cdot Pr \dots 10^{-3}$	0,450	0
2	$< Gr \cdot Pr < 5 \cdot 10^2$	1,18	1/8
3	$5 \cdot 10^2 < Gr \cdot Pr < 2 \cdot 10^7$	0,540	1/4
4	$2 \cdot 10^7 < Gr \cdot Pr \dots$	0,135	1/3

Позиції аргументу в таблиці відповідають згаданим вище чотирьом режимам руху повітря вздовж поверхні теплообміну (плівковому, ламінарному і т. д.).

Розрахунок втрат тепла при тепловіддачі за даними таблиці, наведеної вище, не дає точного результату, оскільки рекомендовані значення аргументу ($Gr \cdot Pr$) для кожного режиму руху мають дуже широкий діапазон значень. Детальні рекомендації з розрахунку числа Нуссельта Nu з урахуванням умов тепловіддачі, теплофізичних властивостей і розмірів поверхні тепловіддачі та теплофізичних властивостей охолоджувального газу наведені у [5]. За звичай бічна поверхня прес-форми на ділянці, яка конструктивно доступна для теплоізоляції, розташована вертикально і не перевищує 0,3 м за висотою, тому можна впевнено вважати, що тепловіддача з неї у доквілля відбувається за умови конвективного ламінарного руху повітря. У такому випадку число Нуссельта Nu знаходиться за формулою:

$$Nu = 0,76 (Gr_c \cdot Pr_c)^{0,25} \cdot (Pr_c / Pr_g)^{0,25}, \quad (5)$$

де Gr_c , Pr_c , Pr_g – числа Грасгофа і Прандтля газу (повітря) і стінки відповідно.

Остаточний коефіцієнт тепловіддачі знаходиться за формулою [4, 5]:

$$\alpha = \frac{\lambda_c}{h} Nu, \quad (6)$$

де λ_c – коефіцієнт теплопровідності повітря при температурі доквілля, $\text{Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^{\circ}\text{C})$;

h – висота бічної поверхні тепловіддачі прес-форми, м .

Аналізуючи формули (2), (4) і (5), можна зробити висновок, що при інших рівних умовах домінуючим чинником величини коефіцієнта тепловіддачі є тепловий напір Δt , і знизити його можна за рахунок теплоізоляційного шару на бічній поверхні прес-форми.

Досвід експлуатації свідчить [1–3], що за звичайної для полімерних композиційних матеріалів температури пресування 170...180 °С температура зовнішньої однорідної металеві стінки прес-форми без теплоізоляції становить 165...170 °С, а зовнішньої поверхні теплоізоляції має бути 50...80 С. Щоб досягнути бажаної температури на поверхні теплоізоляції, з якої відбувається тепловіддача, необхідно обрати матеріал теплоізоляційного шару з низьким коефіцієнтом теплопровідності та провести розрахунок достатньої товщини ізоляційного шару, користуючись законами теплопровідності.

Для цих розрахунків матриця прес-форми розглядається як металевий порожнистий циліндр. Щоб унезалежити розрахунки від висоти конкретної прес-форми, кількість теплоти, яка проходить через стінки матриці, варто віднести до одиниці її висоти:

$$q_h = \frac{2\pi\lambda_1}{\ln \frac{d_2}{d_1}} \cdot (t_1 - t_2), \quad (7)$$

де λ_1 – коефіцієнт теплопровідності матеріалу стінки матриці, Вт/(м·°С); d_1 і d_2 – діаметри внутрішньої та зовнішньої стінок матриці відповідно, м; t_1 і t_2 – температури внутрішньої та зовнішньої стінок матриці відповідно, °С.

У двошаровому циліндрі (сталеві стінка матриці та шар теплоізоляції) через усі шари проходить одна й та сама кількість тепла. Тому тепловий напір у другому, теплоізоляційному шарі можна записати як:

$$t_2 - t_3 = \frac{q_h}{2\pi\lambda_2} \ln \frac{d_3}{d_2}, \quad (8)$$

де λ_2 – коефіцієнт теплопровідності теплоізоляційного матеріалу, Вт/(м·°С); d_3 , і t_3 – діаметр і температура зовнішньої стінки теплоізоляційного матеріалу відповідно, м і °С.

Звідси шукана температура зовнішньої стінки теплоізоляційного матеріалу, яка визначає тепловий напір тепловіддачі:

$$t_3 = t_2 - \frac{q_h}{2\pi\lambda_2} \ln \frac{d_3}{d_2}. \quad (9)$$

Як приклад використання запропонованої методики теплового розрахунку прес-форм можна розглянути тепловий розрахунок сталеві матриці прес-форми (ко-

ефіцієнт теплопровідності $\lambda_1 = 50$ Вт/(м·°С)) з внутрішнім діаметром $d_1 = 50$ мм, зовнішнім діаметром $d_2 = 80$ мм і висотою $h = 200$ мм. Виріб з ПКМ пресується за температури $t_1 = 170$ °С, при цьому температура зовнішньої стінки матриці $t_2 = 165$ °С. Температура повітря довкілля – 30 °С. За цих умов втрати тепла через неізолювану металеву стінку матриці становлять 68,04 Вт.

Якщо на бічну поверхню нанести ізоляційний шар з композиційного матеріалу на керамічній основі (коефіцієнт теплопровідності $\lambda_2 = 1,35$ Вт/(м·°С)) діаметром $d_3 = 100$ мм, то на його зовнішній поверхні встановиться температура $t_3 = 77$ °С. Втрати тепла через ізолювану бічну поверхню матриці за таких умов становлять 22,74 Вт. Тобто заощадження тепла на нагрівання прес-форми становитиме 66 %.

Отже запропонований порівняно простий метод теплового розрахунку може бути ефективно використаний при проектуванні енергозаощаджувальних прес-форм для виготовлення виробів з ПКМ.

Список літератури

1. Производство изделий из полимерных материалов : Учеб. пособие. / Крыжановский В. К., Кербер М. Л., Бурлов В. В., Паниматченко А. Д. – СПб : Профессия, 2004. – 464 с.
2. Басов Н. И. Расчёт и конструирование формующего инструмента для изготовления изделий из полимерных материалов : учебник / Басов Н. И., Брагинский В. А., Казанков Ю. В. – М. : Химия, 1991. – 352 с.
3. Сокольський О. Л. Проектування формуючих пристроїв обладнання для переробки пластмас: Навч. Посібник / Сокольський О. Л., Сівецький В. І., Мікульонюк І. О. – К. : НТУУ «КПІ», 2014. – 130 с.
4. Основы конструирования деталей из пластмасс и технологической оснастки для их изготовления : учеб. пособие / Мирзоев Р.Г., Кугушев И.Д., Брагинский В.А и др. – Л. : Машиностроение, 1972. – 416 с.
5. Михеев М. А. Основы теплопередачи / Михеев М. А., Михеева И. М. – М. : Энергия, 1977. – 344 с.
6. Энциклопедия физики и техники. Грасгофа число. URL: www.femto.com.ua/articles/part_1/0872html

Одержано 04.11.2019

Плескач В. М. Расчет энергосберегающих пресс-форм для изготовления изделий из композиционных материалов

Цель работы. Разработка методики теплового расчета при проектировании энергосберегающих пресс-форм для изготовления изделий из композиционных материалов.

Методы исследования. Анализ существующих тепловых расчетов пресс-форм; анализ теории теплообмена и теплопроводности и расчетов на их основе.

Полученные результаты. В ходе работы выяснены и описаны процессы конвективной теплоотдачи с боковой поверхности пресс-формы; разработана методика расчета потери энергии путём теплоотдачи при определенной температуре на внешней поверхности пресс-формы. С целью экономии расхода энергии предложено применять на теплоотдающей поверхности пресс-формы слой из теплоизоляционного материала; на основании законов теплопроводности предложена методика расчета его толщины для достижения оптимальной температуры на теплоотдающей поверхности пресс-формы.

Научная новизна. В литературных источниках не встречаются подобные методики расчета температуры на изолированной поверхности пресс-формы и уменьшенных в связи с этим потерь энергии путём теплоотдачи.

Практическая ценность. Предложенный метод расчета может быть использован при проектировании энергосберегающих пресс-форм для изготовления изделий из композиционных материалов.

Ключевые слова: пресс-форма, энергосбережения, теплоотдача, теплопроводность, конвекция.

Pleskach V. Calculation of energy-saving press-forms for the manufacture of products from composite materials

Purpose. Development of a method of thermal calculation in the design of energy-saving press-forms for the manufacture of products from composite materials.

Research methods. Analysis of existing thermal calculations of press-forms; analysis of the theory of heat transfer and thermal conductivity and calculations based on them.

Results. In the course of the work, the processes of convective heat transfer from the lateral surface of the press-forms are clarified and described; a method of calculating the losses of energy by heat transfer at a certain temperature on the outer surface of the press-form has been developed. In order to reduce energy consumption, it is proposed to apply a layer of thermal insulation material on the heat-transfer surface of the press-form; on the basis of the laws of thermal conductivity, a method for calculating its thickness is proposed to achieve the optimum temperature on the outer surface of the press-form.

Scientific novelty. There are no similar methods in the literature for calculating the temperature on the insulated surface of the press-form and the reduced heat transfer in this connection.

Practical value. The proposed calculation method can be used in the design of energy-saving press-forms for the manufacture of products from composite materials.

Key words: press-form, energy saving, heat transfer, thermal conductivity, convection.

СТРУКТУРНО-ЛОГІЧНИЙ СИНТЕЗ ТА МАТЕМАТИЧНА ОПТИМІЗАЦІЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ПРИ ЗНОШУВАННІ МАТЕРІАЛІВ В УМОВАХ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУР

Мета роботи. Провести теоретико-аналітичні дослідження впливу низьких температур на процес зношування матеріалів та розробити алгоритм структурно-логічного синтезу з математичною оптимізацією фізико-механічних параметрів.

Методи дослідження. Для дослідження зносостійкості матеріалу деталей машин, що працюють в умовах низьких температур до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ застосовано методіку досліджень, що базується на комплексному опрацюванні даних на базі комплексного багатofакторного підходу [4–6]. Цей метод ґрунтується на структурно-логічному синтезі апріорної інформації, аналізу характеристик робочого органу, умов зношування та властивостей зовнішнього середовища, з подальшим урахуванням впливу структурно-фазового стану й фізико-механічних чинників матеріалів у конкретних умовах контактної взаємодії.

Отримані результати. Проведено теоретико-аналітичні дослідження та визначені основні чинники, що здатні впливати на механізм руйнації та величину зносу в конкретних умовах спрацювання. Розглянуто способи підвищення зносостійкості при зношуванні сталей в умовах низьких температур від $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$. Встановлено, що зниження температури зовнішнього середовища негативно впливає на фізико-механічні властивості матеріалу та викликає збільшення частки крихкого руйнування мікрооб'ємів матеріалу. Побудовані рівняння регресії щодо визначення впливу хімічного складу і температур термічної обробки на фізико-механічні властивості.

Наукова новизна. Запропоновано та відпрацьовано алгоритм структурно-логічного синтезу з математичною оптимізацією фізико-механічних параметрів. Графоаналітичний аналіз дозволив встановити, що зі збільшенням вмісту молібдену у сталі, за рахунок стримування росту зерен аустеніту при гартуванні та відпуску, що дозволяє підвищити температуру підігріву, відбувається подібнення структури матриці матеріалу та стає можливим виникнення структури сорбіт + бейніт. Тож доведено, що у визначених інтервалах температур загартування і відпуску можливо інтенсивно впливати на структурно-фазовий стан сталей, що забезпечить найбільшу зносостійкість для конкретних умов абразивного зношування.

Практичне значення. На практиці отримані данні дозволять застосовувати числові кількісні розрахунки для вибору технологічних способів підвищення зносостійкості (термічна обробка, нанесення захисних покриттів, та ін.) з урахуванням температурного впливу. Дозволяють отримати прогноз зносостійкості залежно від фізико-механічних властивостей деталей у достатньо широкому діапазоні параметрів.

Ключові слова: зносостійкість, температура, абразив, сталь, крихкість, твердість, структура.

Вступ

Апріорі свідчать, що працездатність робочих органів машин, які працюють в умовах абразивного зношування за наявності низьких температур до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$, визначають крихке руйнування деталей і з пониженням температури величина зношування їх зростає. Здатність матеріалів до супротиву абразивному зношуванню в обумовлених умовах з високою хрупкістю характеризують такі властивості матеріалу, як твердість HRC і технологічна надійність, яка визначається сукупністю фізико-механічних характеристик, здебільшого зараховують: міцність при згині узг, ударну в'язкість, та ін. Крім того, треба розуміти, що варіювання температури зовнішнього середовища обумовлює постійну зміну їх числових кількісних показників, які є рефлексією структурно-фа-

зового стану матеріалу. Отже проблема створення алгоритму математичних описів прогнозу впливу фізико-механічних характеристик на зносостійкість сталей та сплавів з урахуванням температурних градієнтів є достатньо важливим завданням і конче актуальним науково-технічним завданням.

Стан проблеми

Підвищення інтенсивності зношування за однакових умов зовнішніх чинників трибосистеми відбувається за рахунок того, що при зменшенні температури експлуатації змінюється характер та механізм руйнування мікрооб'ємів поверхонь тертя матеріалу. В першу чергу, це пов'язано, зі зниженням загальної ентропії матеріалу, що практично спотворює саму можливість ди-

сипації енергетичних механо-активацій в момент контактної взаємодії в поверхневих шарах поверхні тертя. Відбувається перехід від високоенергетичного зсуву до низькоенергетичного відколу або відриву, що обумовлює крихке сколювання. Тобто пластичне відтиснення замінюється крихким руйнуванням, що вагомо зменшує енергію відділення мікрооб'єктів [2, 4, 6].

Розгляд механізму абразивного зношування як процесу має бути поділений на два основних етапи: впровадження абразивної частки в матеріал (міцнісні характеристики, в тому числі і твердість) і відносно її переміщення (властивості, що визначають опір пластичній деформації). Вид зношування визначають різні фактори (супутнє середовище, вид взаємодії, форма абразиву і т. п.) На практиці абразивне зношування одного виду не відбувається. Одночасно відбувається кілька видів зношування, що ускладнює процес дослідження [4, 6]. Тому при розв'язанні цього завдання треба визначити головний вид руйнації поверхонь тертя.

В результаті літературного аналізу було з'ясовано, що висока стійкість до крихкого руйнування, а і стійкість до абразивного зношування при низьких температурах, асоціюються з високою ударною в'язкістю. Так само відомо, що зі зменшенням вмісту шкідливих домішок (а саме сірки і фосфору) в сталі забезпечується досить високі показники ударної в'язкості до температури $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ [3].

Існує велика різноманітність способів підвищення зносостійкості матеріалів різних деталей машин [4]. Всі ці способи можна поділити на три групи: конструктивні, технологічні і комбіновані. Сфера застосування кожного з них визначається конкретними умовами роботи деталі, зносостійкість якої необхідно підвищити.

Результати досліджень

На практиці найбільш широке застосування знайшли технологічні способи підвищення зносостійкості (термічна обробка, нанесення захисних покриттів та ін.), що дозволяють варіювати властивостями зношуваних деталей в широкому діапазоні. Саме ці способи найбільш часто використовуються для підвищення зносостійкості [4–6].

Термічна обробка [2, 4] дозволяє в широкому діапазоні змінювати фізико-механічні властивості матеріалів і їх структуру, при яких можна отримати оптимальну зносостійкість матеріалу для заданих умов зношування. Зміни зносостійкості інструментальних сталей пов'язані з особливостями перетворень в них при загартовуванні і відпуску, а також із впливом низьких температур на фізико-механічні властивості.

У статті [1] викладено результати дослідження впливу низьких температур на зносостійкість інструментальних сталей, а також способи термічної обробки цих сталей, які б підвищили їх зносостійкість в умовах низьких температур.

Оскільки при зниженні температури змінюються властивості і сталей, і середовища зношування, необхідний еталон, який практично не змінював би своїх властивостей при зниженні температури. На думку авторів роботи [2], випробування на зношування не можуть бути проведені згідно з ДСТУ 17367-71, бо в ньому не враховані умови низьких температур.

В якості еталону в роботі [1] для визначення відносної зносостійкості матеріалів використовувався алюмінієво-магнієвий сплав АМг-2, про який так само говориться й у літературному джерелі [2].

Al-Mg-сплави, що здатні до деформування за рахунок термічної обробки, не зміцнюються. Тому вони мають порівняно низьку міцність, але більш високу пластичність в широкому інтервалі низьких температур і відрізняються гарною корозійною стійкістю в різних середовищах.

Також, як відомо [4, 6, 7], дуже важливу роль у процесі зношування матеріалу відіграє карбідна фаза, яка проявляється у вигляді включень на поверхні зношування і є більш твердою, ніж частинки абразиву, за рахунок чого зменшується зношування основного матеріалу. Однак слід зазначити, що позитивний вплив карбідів на опір матеріалів абразивному зношуванню визначається їх кількістю і рівномірністю розподілу в матриці. Останнє є головним чинником, особливо в умовах удару об абразивну поверхню. Великі карбіди мають більш слабкий зв'язок з матрицею і тому легко вириваються з основи абразивними частинками. Крупноблочна структура більш чутлива, ніж дрібнозерниста, до зниження температури, у неї швидше знижується межа втоми. Тому сталі з розвинутою карбідною неоднорідністю сильніше зазнають впливу низьких температур, бо її вплив на ділянки з великими і дрібними карбідами різний.

У цій роботі [1] досліджувалася зносостійкість інструментальних сталей при їх терті об закріплені абразивні частинки (шліфувальну шкурку), що моделює процес зношування робочих органів машин, що працюють у ґрунтах за низьких температур. Випробування проводилися в діапазоні температур від $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для виконання дослідження і проведення експериментів було вибрано дві марки сталей: Х6ВФ, Х6Ф4М.

Ці сталі належать до мартенситного класу та ледебуритної групи. Висока зносостійкість визначається підвищеною кількістю карбідної фази, типом і морфологією карбідів. А як відомо, наявність дрібнозернистих, рівномірно розподілених карбідів в матриці сплаву позитивно впливає на зносостійкість [1].

Охолоджений до заданої температури зразок з державки опускався на обертовий абразивний круг і стирався протягом 30 с. Перед кожним випробуванням поверхня круга вирівнювалася алмазною шарошкою [1].

До і після стирання зразки зважували на електронних терезах ВЛКТ-500д-М з точністю до 0,005 г. За критерій оцінювання і порівняння матеріалів щодо зносо-

стійкості прийнята відносна зносостійкість, обумовлена відношенням зносу еталона до зносу випробуваного зразка, з урахуванням густини досліджуваних матеріалів за формулою:

$$\varepsilon = U_e \cdot \gamma_m / U_m \cdot \gamma_e, \quad (1)$$

де ε – відносна зносостійкість;

U_e і U_m – ваговий знос зразків з еталонного і випробуваного матеріалів відповідно, мг.

γ_m і γ_e – густина еталонного і випробуваного матеріалів відповідно, г/см³ [1].

Залежно від виду фрикційного контакту, що характеризує певний вид зношування (абразивне, механічне при контакті двох металевих поверхонь, окисне, водневе, зношування при фретинг-корозії і т. п.), проводять або поверхневу, або об'ємну зміцнювальну термічну обробку. Поверхневу термічну обробку можна застосовувати для деталей, величина зносу яких порівняна з глибиною поверхневого зміцнення (1,5...2,0 мм). Ця глибина визначається зниженням вмісту в мартеніті до 50 %. Здебільшого її проводять при зношуванні: механічному, при взаємодії двох металевих поверхонь, при окисному, корозійному, водневому, ерозійному та ін. [1].

При абразивному зношуванні поверхнева термічна обробка не застосовується, оскільки величини зносу при ньому в більшості випадків суттєво (у декілька разів) перевищують величину зміцненого шару при поверхневій термічній обробці. Наприклад, знос робочих органів землерийних машин становить в деяких випадках десятки міліметрів. У зв'язку з цим для деталей машин, що піддаються абразивному зношуванню, застосовують тільки об'ємну термічну обробку.

Саме тому в роботі [1] вибирається об'ємна термічна обробка як технологічний спосіб підвищення зносостійкості інструментальних сталей в умовах низьких температур.

Після гартування з температури 1125 °С і відпуску при підвищених температурах (500 ... 600 °С) сталь Х6Ф4М виявилася найбільш зносостійкою з усіх досліджених. При однаковій температурі відпуску (500 °С)

підвищення температури нагрівання під гартування з 1025 до 1125 °С сприяє зростанню зносостійкості на 30...40 %. Така тенденція зберігається у всьому дослідженому інтервалі температур (+20 ... -60 °С) [1].

Аналіз результатів досліджень показує, що позитивний ефект від підвищеного нагріву сталі Х6Ф4М обумовлений наявністю в цій сталі молібдену, який стримує зростання зерен аустеніту при нагріванні під гартування і відпуск. Це дозволяє підвищити температуру нагрівання, за якою найбільш повно відбуваються структурні перетворення. Після гарту з температури 1125 °С і відпуску за температур 550 °С ... 600 °С у сталі одночасно поєднуються висока твердість (58...60 HRC), міцність (2260 ... 2870 МПа) і ударна в'язкість (450...600 · 10⁵ Дж/м²). Структура сталі після такої термічної обробки характеризується високою дисперсністю і рівномірністю розподілу карбідів у матриці [1].

Роль структури матеріалу як одного з основних чинників, що визначає здатність матеріалу чинити опір зношуванню, очевидна при порівнянні різних режимів термічної обробки сталі Х6Ф4М, що дозволяють отримати однакові механічні властивості. Після відпуску при 450 °С ($t = 1025$ °С) і 600 °С ($t = 1125$ °С), володіючи практично однаковою твердістю (60 ... 61 HRC), міцністю (2820 і 2870 МПа) і суттєво відрізняючись за ударною в'язкістю (870 · 10⁵ і 600 · 10⁵ Дж/м² відповідно), відмінність щодо зносостійкості сталі Х6Ф4М при зазначених режимах термічної обробки становить 40 ... 50 % [1].

Отже, на основі наведених даних нами було проведено математичне планування та побудовані рівняння регресії з визначення впливу хімічного складу і температур термічної обробки на фізико-механічні властивості, що визначають зносостійкість. За параметр оптимізації прийнято міцність при згині σ_{30} МПа, твердість HRC і ударну в'язкість $a_n \cdot 10^5$, Дж/м². Причому за основні незалежні фактори було обрано: вміст молібдену в випробовуваних сталях, температура гарту і температура відпуску. Рівняння регресії представлене у вигляді полінома:

$$Y = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_3 x_3 + b_{12} x_1 x_2 + b_{13} x_1 x_3 + b_{23} x_2 x_3 + b_{123} x_1 x_2 x_3, \quad (2)$$

Таблиця 1 – Основні фізико-механічні властивості досліджуваних сталей [1]

Марка сталі	Термічна обробка		Міцність при згині $\sigma_{изг}$ МПа	Ударна в'язкість $a_n \cdot 10^5$, Дж/м ²	Твердість HRC
	Гартування, °С	Відпуск, °С			
Х6ВФ	1000	200	2280	730	62
		250	2540	650	56
		300	2590	650	59
		400	2780	1030	54
Х6Ф4М	1025	200	2480	570	60
		400	3000	600	53,5
		450	2820	870	58,5
		500	2760	710	56,5
	1125	500	2080	710	56
		550	2260	450	62
		600	2870	600	58,5

де $b_0, b_1, b_2 \dots b_{123}$ – вибірковий коефіцієнт регресії, який можна отримати, використовуючи результати реалізованого коефіцієнта.

За змінні були прийняті такі фактори, вплив яких на властивості матеріалу, що визначають зносостійкість, виявлені. Необхідно встановити їхній спільний вплив на зносостійкість.

У цій ситуації планування експерименту відтворено для трьох невідомих на трьох рівнях варіювання. Вибір рівнів та інтервалів варіювання факторів впливу відбувається виходячи з результатів апріорної інформації.

Інтервал варіювання і кодування факторів, які впливають на експеримент, показані в таблиці 2.

В результаті літературного аналізу було з'ясовано, що легування сталей різними елементами призводять до двояких результатів, тому необхідно відштовхуватися від конкретних умов зношування. Так само враховувати їх вплив на механізм зношування при поєднанні декількох елементів, в результаті легування. А щодо структури сталі, літературні джерела стверджують, що більш стійкими до абразивного зносу при низьких температурах є сталі з дрібнозернистою структурою [2].

В даному випадку в варіюванні хімічного складу (а воно присутнє, так як випробовуваних марок сталей було дві) важливим фактором є зміна вмісту молібдену (від 0 і до 2 відсотків), що в кінцевому підсумку вагомо

вплинули на зносостійкість, стримавши зростання аустенітного зерна при нагріві під загартування і відпуск, що зі свого боку дозволило підвищити температуру нагрівання, при якій найбільш повно відбуваються структурні зміни.

У разі ТО авторами роботи [1] були обрані такі інтервали зміни температур гартування (від 1000 °C до 1125 °C) і відпуску (від 200 °C до 550 °C), які давали б найбільш результативний вплив на структуру і фізико-механічні властивості сталей [1].

Отже, можна вибрати верхні і нижні межі варіювання, відповідно для кожного фактора впливу. Кількість необхідних експериментів обчислюється за формулою:

$$N = 2^k, \quad (3)$$

де k – кількість факторів;

$$N = 2^3 = 8.$$

Кожен експеримент був проведений два рази, після чого було визначено середнє арифметичне показників. На підставі отриманих даних була створена матриця планування і результатів експериментів. Ці дані представлені в таблиці 3.

Для простоти відтворення розраховані коефіцієнти наведені в таблиці 4.

Результати обчислень параметрів оптимізації та статистичної перевірки наведені в таблицях 5, 6.

Таблиця 2 – Кодування факторів експерименту

Фактори	Кодова позначка	Рівні			Інтервал варіювання	Розмірність
		-1	0	+1		
Молібден (Mo)	X_1	0	1	2	1,25	%
Температура гартування	X_2	1000	1067,5	1125	1,25	°C
Температура відпуску	X_3	200	375	550	0,65	°C

Таблиця 3 – Матриця планування та результати експерименту

№	Марка сталі	X_1	X_3	X_2	Y_1			Y_2			Y_3		
					1	2	сер.	1	2	сер.	1	2	сер.
1	Х6ВФ	+	-	-	2260	2300	2280	720	740	730	62	62	62
2	-----	+	+	-	2775	2785	2780	1015	1045	1030	53	55	54
3	-----	+	-	+	2340	2320	2330	630	670	650	52	56	54
4	-----	+	+	+	2630	2670	2650	700	720	710	52	52	52
5	Х8М2Ф	-	-	-	2495	2465	2480	570	570	570	63	57	60
6	-----	-	+	-	2730	2790	2760	705	715	710	56	57	56,5
7	-----	-	-	+	2105	2055	2080	440	460	450	52	55	53,5
8	-----	-	+	+	2860	2880	2870	595	605	600	59	58	58,5

Таблиця 4 – Коефіцієнти для рівняння регресії

Коефіцієнти	1 рівняння	2 рівняння	3 рівняння
b_0	7851,429	1495,714	152,857
b_1	-3540,000	-697,143	2,571
b_2	-5,531	-1,006	-0,091
b_3	-10,857	0,171	-0,204
b_{12}	3,377	0,731	0,000
b_{13}	0,012	0,000	0,000
b_{23}	8,200	3,086	0,022
b_{123}	-0,008	-0,003	-2,857E-5

Незначущий коефіцієнт при факторі означає, що цей фактор не впливає або впливає незначно, на параметр оптимізації. Однак на величину коефіцієнту регресії впливає не тільки роль цього фактору, але також обраний інтервал варіювання. Тож при завузьких межах варіювання визначених параметрів зміна кількісних значень функції оптимізації може бути дійсно дуже малою. Однак треба розуміти, що тільки за цим фактом не можна робити загальний висновок, цей фактор значу-

щим чи ні. Тому статистичний сигнал фактора повинен бути за можливістю перевірений або хоча б проаналізований з технологічної точки зору, зокрема фізичного смислу математичної моделі, що побудовано.

Отже внаслідок обробки даних матриці планування експерименту, після проведення перевірки, внаслідок статичного характеру залежностей (критерії Фишера, Кохрена, Стюдента, таблиця 6), були отримані такі адекватні рівняння регресії:

$$\begin{cases} \sigma_{изг} = 7851,429 - 3540M_o - 5,531T_z - 10,857T_v + 3,377M_oT_z + 0,012T_vT_z + 8,2M_o - 0,008M_oT_zT_v \\ a_n = 1495,714 - 697,143M_o - 1,006T_z - 0,1717T_v + 0,731M_oT_z + 3,086M_oT_v - 0,003M_oT_zT_v \\ HRC = 152,857 - 2,571M_o - 0,091T_z - 0,204T_v + 0,022M_oT_v - 0,000029M_oT_zT_v, \end{cases} \quad (4)$$

де M_o – процентний вміст молібдену, %;
 T_z – температура гартування, С;
 T_v – температура відпуску, С.

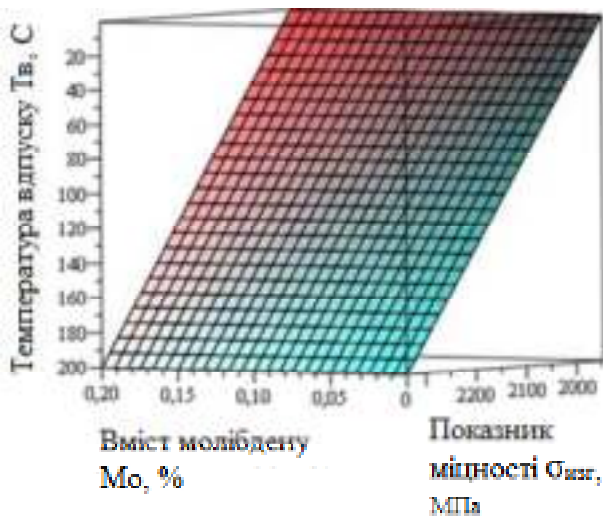


Рис. 1. Діаграми взаємного впливу хімічного складу та температури термічної обробки для міцності при згині у зг при постійній температурі гартування $T_z = 1067,5$ °С

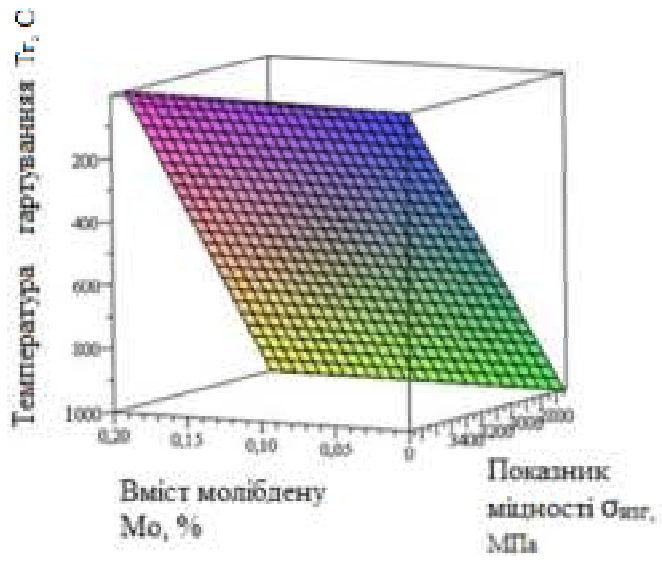


Рис. 2. Діаграми взаємного впливу хімічного складу та температури термічної обробки для міцності при згині у зг при постійній температурі відпуску $T_v = 375$ °С

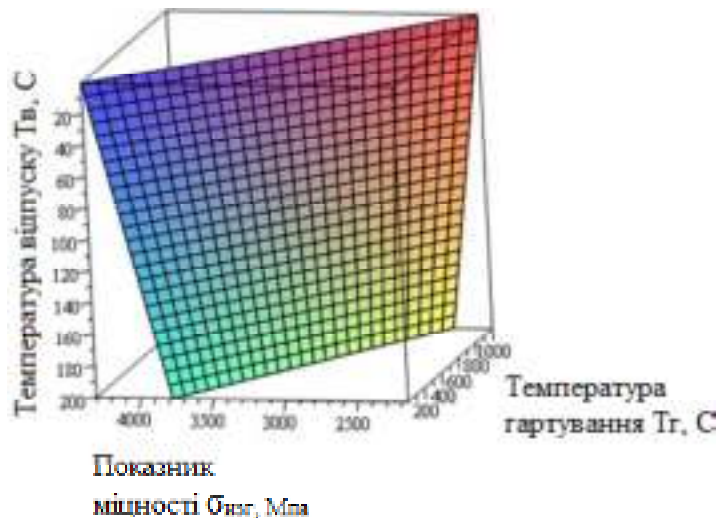


Рис. 3. Діаграми взаємного впливу хімічного складу та температури термічної обробки для міцності при згині у зг при постійному вмісті молібдену $M_o = 1$ %

Просторові діаграми показують, що збільшення температури відпуску збільшує міцнісний показник із спільним незначним позитивним впливом підвищення вмісту молібдену (рис. 2). Зі збільшенням температури гарту показник міцності збільшується. Молібден незначно знижує негативний вплив температури гартування (рис. 3). Спільний вплив температур гартування та відпуску: з підвищенням температури гарту показник міцності знижується; проте підвищення температури відпуску зміщує залежність в сторону більших показників міцності.

В умовах абразивного зношування у межах низьких температур математична і фізична моделі розрахунку працездатності робочих органів поки не існує і створення таких є надмірно складним, бо на механізм зношування впливає велика кількість факторів. Поява ж нових методів підвищення зносостійкості в таких умовах ґрунтуються на знаходженні нових факторів і у визначенні ступеня їх впливу на підвищення морозостійкості матеріалів.

Висновки

Отже внаслідок проведених теоретико-аналітичних досліджень було встановлено, що важливим чинником, який суттєво впливає на процес зношування та руйнацій поверхні тертя є температурний градієнт. Дослідження, проведені в інтервалі температур від +20 до –70, дозволили встановити, що зниження температури негативно впливає на такі фізико-механічні властивості сталей, як твердість, міцність та ударна в'язкість, що викликає збільшення частки крихкого руйнування мікрооб'ємів матеріалу деталей при взаємодії поверхні матеріалу з абразивними частками, що, в свою чергу, сприяє збільшенню швидкості відділення мікрочасток поверхневого шару випробуваного матеріалу та, як результат, збільшенню масового зношування деталей.

Аналіз літературних джерел дозволив встановити несистемність досліджень механізму зношування сталей типу Х6ВФ, Х8М2Ф в умовах низьких температур та нагальну потребу зробити математичний аналіз впливу найголовніших чинників на зносостійкість матеріалу деталей, які працюють в умовах низьких температур, а саме робочих органів землерийних машин. У роботі нами вперше було проведено математичне планування процесу зношування за умов низьких температур та отримана математична модель (у вигляді системи рівнянь регресії) впливу масової частки молібдену в сталі та температури термічної обробки (а саме темпе-

ратури гартування і відпуску) сталі на її фізико-механічні властивості (міцність, твердість та ударну в'язкість), які і визначають їх взаємозалежність із зносостійкістю випробуваного матеріалу.

Графоаналітичний аналіз дозволив встановити, що зі збільшенням вмісту молібдену у сталі, за рахунок стримування росту зерен аустеніту при гартуванні та відпуску, що дозволяє підвищити температуру підігріву, відбувається подрібнення структури матриці матеріалу та можливим виникнення структури сорбіт + бейніт. Також доведено, що в порівняно невеликих інтервалах зміни температур загартування і відпуску можливо інтенсивно впливати на структуру сталей, чим набуває властивостей що, забезпечують найбільшу зносостійкість для конкретних умов абразивного зношування в заданому інтервалі температур роботи деталі.

Ця наукова розробка має великі теоретико-практичні значення, що розширює знання у даній предметній площині.

Список літератури

1. Тарасов Г. Ф. Термическая обработка сталей как фактор повышения их износостойкости при низких температурах / Тарасов Г. Ф., Горбуля А. И. // Вестник Сибирского гос. аэрокосмического университета им. ак. М.Ф. Решетнева. – 2005. – № 3. – С. 253–257.
2. Ларионов В. П. Хладостойкость и износ деталей машин и сварных соединений / Ларионов В. П. – Новосибирск : Наука, 1976. – 206 с.
3. Зорин А. М. Трещиностойкость стали в области низких температур / Зорин А. М. // Автоматическая Сварка. – 1991. – № 6. – С. 357–365.
4. 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 : ЗНТУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010. – 368 с.
5. Адлер Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Адлер Ю. П. – М. : Наука, 1976. – 278 с.
6. Popov S. N. Adequacy analysis of methods of forecasting the abrasive stability steels and alloys / S. N. Popov // Problems of Tribology. – Хмельницький: Хмельницький національний університет Міністерства освіти і науки України: журнал – 2005. – №2 (35). – С. 95–101.
7. Graff L. Discrete element method simulation of wear due to soil-tool interaction: a thesis... master science: Agricultural and Bioresource Engineering / Lyndon Graff. – Saskatoon, Canada, 2010. – 120 p.

Одержано 06.12.2019

Попов С. Н., Нетребко В. В. Структурно-логический синтез и математическая оптимизация физико-механических параметров при изнашивании материалов в условиях низких температур

Цель работы. Провести теоретико-аналитическое исследование влияния низких температур на процесс изнашивания материалов и разработать алгоритм структурно-логического синтеза с математической оптимизацией физико-механических параметров.

Методы исследования. Для исследования износостойкости материала деталей машин, которые работают в условиях низких температур, применена методика исследований, которая базируется на комплексной

проработке данных на базе комплексного многофакторного подхода [4-6]. Этот метод основывается на структурно-логическом синтезе априорной информации, анализа характеристик рабочего органа, условий изнашивания и свойств внешней среды, с дальнейшим учетом влияния структурно-фазового состояния и физико-механических факторов материалов в конкретных условиях контактного взаимодействия.

Полученные результаты. Проведено теоретико-аналитическое исследование, определены основные факторы, которые способны влиять на механизм разрушения и величину износа в конкретных условиях эксплуатации. Рассмотрены способы повышения износостойкости при изнашивании сталей в условиях низких температур от +20 °С к -70 °С. Установлено, что снижение температуры внешней среды негативно влияет на физико-механические свойства материала и вызывает увеличение доли хрупкого разрушения микрообъемов материала. Построены уравнения регрессии влияния химического состава и температур термической обработки на физико-механические свойства.

Научная новизна. Предложен и отработан алгоритм структурно-логического синтеза с математической оптимизацией физико-механических параметров. Графоаналитический анализ позволил установить, что с увеличением содержания молибдена в стали, за счет сдерживания роста зерен аустенита при закалке и отпуске позволяет повысить температуру подогрева, происходит измельчение структуры матрицы материала и возможно возникновение структуры сорбит + бейнит. Поэтому доказано, что в определенных интервалах температур закалки и отпуска дает возможность интенсивно влиять на структурно-фазовое состояние сталей, что может обеспечить наибольшую износостойкость для конкретных условий абразивного изнашивания.

Практическое значение. На практике полученные данные дадут возможность применять числовые количественные расчеты для выбора технологических способов для повышения износостойкости (термическая обработка, нанесение защитных покрытий, и др.) с учетом температурного влияния. Позволяют получить прогноз износостойкости в зависимости от физико-механических свойств деталей в достаточно широком диапазоне параметров.

Ключевые слова: износостойкость, температура, абразив, сталь, хрупкость, твердость, структура.

Popov S., Netebko V. Structural-logical synthesis and mathematical optimization of physical-mechanical parameters at wearing the materials in low temperatures

Purpose. To conduct theoretical and analytical studies of the influence of low temperatures on the process of material wear and make an algorithm for structural and logical synthesis with mathematical optimization of physico-mechanical parameters.

Research methods. In order to study the wear resistance of the material of parts of the machines operating in low temperature conditions, a research methodology based on complex data processing based on a complex multifactorial approach was used [4-6]. This method is based on the structural-logical synthesis of a priori information, analysis of the characteristics of the working body, wear conditions and properties of the environment, with subsequent consideration of the influence of the structural-phase state and physico-mechanical factors of materials in specific conditions of contact interaction.

Obtained results. Theoretical and analytical studies have been carried out and the main factors that can influence on the mechanism of destruction and the amount of wear and tear under specific conditions of operation have been determined. The ways of increasing the wear resistance at wear of steels in the conditions of low temperatures from +20 °C to -70 °C have been considered. It has been found that lowering the ambient temperature adversely affects the physical and mechanical properties of the material and causes an increase in the fraction of brittle destruction of the micro-volumes of the material. Regression equations were done to determine the effect of chemical composition and heat treatment temperatures on physical and mechanical properties.

Scientific novelty. The algorithm of structural-logical synthesis with mathematical optimization of physico-mechanical parameters is proposed and worked out. Graphoanalytic analysis has shown that with increasing molybdenum content in steel, due to the restriction of the growth of austenite grains during tempering and tempering, which allows to increase the temperature of heating, there is a grinding of the structure of the matrix of the material, and possibly the emergence of the structure of sorbitol + bainite. Therefore, it is proved that in certain intervals of tempering and tempering temperatures it is possible to intensively influence on the structural-phase state of steels, which will provide the greatest wear resistance for specific conditions of abrasive wear.

Practical value. In practice, the obtained data will allow to use the numerical quantitative calculations to select technological methods for increasing the wear resistance (heat treatment, coating, etc.), taking into account the temperature effect. It is possible to obtain the forecast of wear resistance depending on the physical and mechanical properties of the parts in a sufficiently wide range of parameters.

Key words: wear resistance, temperature, abrasive, steel, fragility, hardness, structure.

УДК 669.18

Д-р техн. наук Нізяєв К. Г., Хотюн В. І., канд. техн. наук Стоянов О. М.

Національна металургійна академія України, м. Дніпро

ВИЗНАЧЕННЯ ПАРАМЕТРІВ ПРОЦЕСУ ІНЖЕКЦІЇ РОЗКИСЛЮВАЧІВ В КІВШ

Мета роботи. Визначення газодинамічних параметрів інжекції порошкоподібних реагентів для забезпечення високопродуктивної роботи пристроїв для вводу порошкових феросплавів углиб металу у сталерозливному ковші.

Методи дослідження. Виконано аналітичний огляд літературних джерел, за результатами якого аргументовано підтверджено перевагу інжекції порошкових реагентів у ківші порівняно з традиційними технологіями розкислення і легування. Грунтуючись на відомих математичних моделях, адаптованих до конкретних технологічних умов, було виконано математичне моделювання, що враховує низку важливих для технології параметрів, зокрема ступінь засвоєння порошку та несучу здатність газу-носія.

Отримані результати. За результатами математичного моделювання визначені раціональні режими введення в сталерозливний ківші порошкоподібного феромарганцю та розмір його фракції, який водночас забезпечує високий ступінь засвоєння часточок порошку рідким металевим розплавом та запобігає осадженню часточок порошку на стінках газопроводу.

Наукова новизна. За результатами математичного моделювання уточнено особливості взаємодії струменю газової суспензії з рідкими металевими розплавами.

Практична цінність. Визначені газодинамічні параметри процесу інжекції порошкоподібних феросплавів, які забезпечать високу продуктивність процесів розкислення і легування сталі в сталерозливному ковші, надійну роботу фурм та сопел для введення порошків углиб металу та необхідну, з точки зору кінетики процесу розкислення, взаємодію часточок з металом.

Ключові слова: позапічна обробка, сталь, інжекція, розкислення, легування.

Вступ

Чорна металургія вважається найбільш енергоємною галуззю промисловості. На її потреби витрачається близько 25 % сумарного енергоспоживання промисловості. Найбільш електроємними є виробництво сталі і прокату (близько 20 % від сумарного електроспоживання галузі), а паливоємним – виробництво чавуну (50 % від загальної витрати палива в галузі).

За рівнем енергоефективності виробництва чорних металів Україна відстає від основних країн-виробників, що пояснюється недостатнім використанням сучасної техніки: на морально і фізично застарілому устаткуванні виробляється майже 50 % сталі, чавуну і прокату. На виробництво сталі в Україні витрачається від 660 до 790 кг.п./т, тоді як у закордонних країнах – 548...690 кг.п./т. Кращий закордонний показник енергоемності становить 380...480 кг.п./т, а теоретичний мінімум – 240 кг.п./т. Таким чином металургійна промисловість потребує технологій, які дозволять зменшити енерго- та ресурсоємність виробництва сталі [1].

Постановка задачі

За останні кілька десятиріч було проведено величезну кількість науково-дослідних робіт, спрямованих на перетворення металургійних технологій [2]. Високі

вимоги споживачів до якості металу змушують металургів усього світу виготовляти сталь, що має вузькі межі коливань хімічного складу і вмісту неметалевих включень. При вирішенні питань підвищення якості сталі вагоме значення мають ковшові процеси, оскільки сьогодні більшість підприємств переносять процеси рафінування і доведення сталі зі сталеплавильних агрегатів на АКОС [3]. Отже правильно організований комплекс позапічних процесів рафінування та доведення дозволяє істотно знизити концентрацію небажаних включень і їх ліквідацію в готовому розплаві, зменшити коливання складу та температури металу, витрату розкислювачів і легувальних добавок.

Однією з найбільш дорогих операцій є процес розкислення і легування сталі. Їх метою є забезпечення найбільш точного хімічного складу сталі. При легуванні прагнуть досягти найбільшого засвоєння елементів, оскільки серед матеріалів, які застосовуються, найбільшою собівартістю відзначаються саме розкислювачі і легуючі. В результаті зниження їх угару усувається перевитрата зазначених матеріалів і зростає економічна ефективність виробництва сталі.

Зважаючи на їх високу вартість актуальним завданням для світової металургії в цілому і вітчизняної зокрема є збільшення ступеня їх засвоєння при введенні в

розплав. Для досягнення поставленої мети необхідно враховувати певні вимоги до металургійних і технологічних процесів [4]. Найефективнішим методом зниження недоцільних витрат матеріалів із високою спорідненістю до кисню є введення їх глибоко в ванну металу при інтенсивному її перемішуванні. В результаті усувається реакція легувальних елементів з пічним шлаком і киснем атмосфери.

Стан питання

На більшості металургійних підприємств України розкислення сталі здійснюють у ковші при випуску металу із сталеплавильного агрегату. За типовою технологією кускові (10–50 мм) феромарганець, феросиліцій і силікомарганець вводять під час випуску. Для забезпечення рівномірного розподілу елементів в об'ємі ковша використовують енергію спадного струменя. Проте суттєвими недоліками цієї технології є низький ступінь засвоєння корисного елементу феросплавів та неможливість досягнення хімічного складу сталі у вузьких межах.

Оскільки класичний варіант введення феросплавів у ківш має суттєві недоліки, пов'язані з підвищеними витратами дорогих феросплавів, були зівставлені решта способів введення реагентів у розплав, а саме:

- легування з використанням рудних концентратів (пряме легування);
- застосування екзотермічних феросплавів;
- інжекція порошкоподібних матеріалів;
- введення порошкового дроту.

Ефективність способів оцінювалася за вартістю обробки та величиною коефіцієнта засвоєння елемента.

Легування з використанням рудних концентратів (пряме легування). В роботах [5, 6] з використанням оксидних матеріалів, що містять марганець, коефіцієнт засвоєння марганцю становив 82...95%. Гарні результати отримані авторами [7] при прямому легуванні сталі ніобієм. Із застосуванням зазначеного способу його засвоєння складало 90%.

Аналіз показує, що при прямому легуванні сталі підвищується ступінь засвоєння легувальних добавок, також це значною мірою підвищує так званий коефіцієнт наскрізного використання елемента, що знижує енергоємність процесу. Однак, такий спосіб введення реагентів передбачає введення елементів у вигляді оксидних з'єднань, що загалом потребує підвищення його питомих витрат, а це в свою чергу збільшує ресурсоємність процесу.

Застосування екзотермічних феросплавів. Практичними дослідженнями [8] встановлено, що такий спосіб введення реагентів значно підвищує коефіцієнт засвоєння добавок, а також сприяє зниженню кількості неметалевих включень, а в окремих випадках і перемішуванню металу за рахунок виділення газоподібних продуктів реакцій. Зокрема угар хрому на заводі ім. Ілліча при використанні брикетів екзотермічного ферохрому склав 2...10% і до кінця випуску хром повністю розпо-

ділився в об'ємі металу так само, як і при легуванні ферохромом [9].

За результатами лабораторних досліджень [10], екзотермічні легувальні брикети, які виготовлені з дешевих сплавів хрому і марганцю, що містять кремній, було отримано засвоєння елементів 95% і 90% відповідно. За даними [11] засвоєння ніобію металом з екзотермічного фероніобію досягає 97%.

Проте отримані данні надто сумнівні і викликають багато питань у зв'язку з тим, що у цьому напрямку за останні два десятиліття не було проведено значних досліджень. Також використання цих феросплавів ускладнюється сучасними тенденціями виробництва сталі, частина яких спрямована на зниження пилових викидів в атмосферу та застосуванням установок позаагрегатної обробки, що забезпечують підігрів розплаву у ковші. У зв'язку з цим відпадає потреба у додатковому підігріві розплаву за рахунок екзотермічних реакцій.

Отже, використання екзотермічних феросплавів має перспективи, але особливості їх використання в умовах сучасного виробництва потребують подальших досліджень.

Інжекція порошкоподібних матеріалів. Залежно від поставленого завдання, процес вдування може бути використаний для десульфурзації, науглецювання, розкислення, легування, зв'язування азоту тощо. Введення реагентів здійснюється за допомогою заглибної фурми (рідше через шибєрний отвір) в потоці нейтрального газу.

Вдуванням порошоків [12,13] дозволяє отримати більш стабільний вміст легувальних і високий ступінь їх засвоєння: алюмінію – 80...90%, бору – 85...93% (при витраті 0,026...0,043 кг/т FeB), селену – 71...77% (0,28...0,44 кг/т FeSe), вуглецю 90...100% (0,4...1,0 кг/т карбонізатору). Вдувають також FeMn, FeSi, FeV, FeTi, FeN.

За результатами вдування вугілля (93% C), в 3-х кілограмовий тигель з рідкою сталлю [14] та в 125 т ківш з витратою 0,4...1,0 кг/т засвоєння вуглецю складало 90...100% проти 60...70%, у випадку присадки в ківш під час випуску. Введений 75% феросиліцій повністю засвоювався розплавом і коефіцієнт його засвоєння був на рівні використання вакуумних установок. При вмісті титану в феротитані 40,6% і його витраті 0,2 кг/т, загальний ступінь засвоєння склав 45...50%.

В цілому, як було зазначено авторами [15], розкислення і легування шляхом вдування порошкоподібних матеріалів показує значні економічні переваги цього способу обробки сталі. До його недоліків можна віднести значні капітальні витрати на основне та допоміжне обладнання, а також можливість закупорювання сопла, що може створити складнощі під час обробки, однак цей недолік можна усунути в результаті підбору оптимальних параметрів процесу вдування порошоків.

Введення порошкового дроту. Застосування порошкоподібних реагентів в сталевій оболонці широко застосовується на багатьох металургійних підприєм-

ствах України і світу. Порошковий дріт дозволяє вводити в сталь мікролегувальні елементи і одночасно обробляти розплав утвореним при цьому рафінувальним шлаком [16].

Підтвердження ефективності застосування способу наведено в роботі [17]. Для зниження витрати алюмінію в ківш ємністю 10 т вводили дріт діаметром 10 мм, зі швидкістю 1 м/с, до досягнення в готовій сталі 0,02...0,05 %. На підставі 100 експериментальних плавок було встановлено, що такий спосіб введення алюмінію, в порівнянні з присадками кускового, знижує його витрати з 1,5 до 0,9 кг/т.

Ефективність порошкового дроту підтверджено результатами промислових досліджень з мікролегування сталі титаном на ВАТ «Северсталь». Після випуску з 100-т дугової електропечі його вводили в попередньо розкислену сталь, з вмістом Al не менше 0,025 % та швидкістю 60...80 м/хв. Засвоєння титану становило від 80 до 91 %, залежно від концентрації алюмінію в сталі. Таким чином відмова від використання кускового феросплаву і перехід на дріт, наповнений порошкоподібним реагентом, дозволив знизити витрати, пов'язані з феротитаном на \$ 2,06 за 1 т [16].

Застосування порошкового дроту має високі значення ефективності та техніко-економічні показники процесу розкислення та легування, при цьому його реалізація не вимагає складного та дорогого обладнання. Проте широке застосування порошкового дроту обмежується складністю його отримання, що впливає на його вартість [18].

Вибір способу введення порошкових феросплавів у метал (інжекція порошку або у вигляді дроту) залежить від часу і місця обробки сталі, кількості та виду феросплаву, мети обробки. Складність порівняння економічної ефективності цих варіантів технологій полягає в тому, що ці способи використовуються на різних підприємствах в різних країнах.

Однак, як наголошують автори [19], застосування порошкового дроту має і свої недоліки, а саме:

- складність введення великої кількості добавок, особливо в ківш великої місткості. Для введення силікокальцію марки СК30 в кількості 3 кг/т в 350-т ківш було б потрібно приблизно 5 км дроту діаметром 12 мм, що нерентабельно і технічно складно здійснити в зв'язку з необхідністю подачі дроту з декількох бунтів;

- порошковий дріт не придатний для глибокої дефосфорації сталі;

- витрати на обробку 1 т сталі порошковим дротом менші, ніж при вдуванні порошків тільки у разі введення невеликої кількості легувальних елементів, що пов'язано з високою вартістю дроту. За даними фірми «VELCO» (Німеччина), що займається виготовленням інжекційного обладнання, введення одиниці елемента інжекцією порошку в 1,5–2 рази дешевше, ніж дротом.

Виходячи зі складності отримання порошкового дроту, що відповідно позначається і на його вартості, для подальшого дослідження було обрано інжекційний

спосіб, який за своєю ефективністю лише трохи поступається першому. Подібний висновок був зроблений в роботі [20], який підтверджує актуальність обраного способу обробки розплаву.

Мета цієї роботи полягає в теоретичному дослідженні процесів, які протікають під час інжекції порошкоподібних реагентів у сталерозливний ківш, з використанням методів аналізу науково-технічної інформації; інженерних розрахунків, що базуються на фундаментальних закономірностях фізичної хімії, теорії металургійних процесів та металургії сталі; математичному моделюванні.

В роботі пропонується альтернативне застосування технології розкислення металу в сталерозливному ковші кусковими феросплавами, під час випуску, з застосуванням спеціальних пристроїв для інжекції порошкоподібних матеріалів (феромарганець щільністю порошку 6970 кг/м³) углиб металу, з метою їх максимального засвоєння розплавом.

Матеріали і методи

Стабільність процесу інжекції характеризується багатьма факторами, але саме визначення оптимальної фракції часток визначає ефективність процесу.

Значною мірою стабільність ходу продувки залежить від режиму витікання газо-порошкової суміші в об'єм рідкого металу. В роботах [21, 22] зазначається, що бульбашковий режим сприяє виникненню намерзання металу на зрізі сопла, оскільки рідина в проміжках між виходом бульбашок може затікати в сопло. Це пояснюється тим, що в разі інжекції великих часток, що прилягають до поверхневого шару газу, шар останнього є порівняно тонким, тому значна його частка буде вільною. В результаті газ витрачається на утворення бульбашок. У разі дрібних частинок порошку поверхневий шар газу виявляється відносно товстим, через що газовий потік тісніше пов'язаний з частками, що веде до формування контакту рідини з газо-порошковою сумішшю. Таким чином вдування дрібнодисперсних частинок при високій концентрації порошку забезпечує стаціонарний режим струминного витікання, не створюючи умов для зворотної течії рідини в сопло.

Перехід бульбашкового режиму у струминний описується залежністю [22]:

$$C_{cr} = \frac{\pi}{6 \cdot \left(\frac{6}{\sqrt{2 \operatorname{Re}}} + 1 \right)^3}, \quad (1)$$

де C_{cr} – коефіцієнт аеродинамічного опору.

Число Рейнольдса для часточок розраховується за формулою:

$$\operatorname{Re} = \frac{\rho_g \cdot d_p \cdot (w_g - w_p)}{v_g}. \quad (2)$$

де ρ_g – густина газу-носія, кг/м³; d_p – діаметр часточок, м; w_g – швидкість руху газу, м/с; w_p – швидкість руху порошку відносно трубопроводу, м/с; v_g – кінематична в'язкість газу, м²/с.

Визначивши фракційний склад порошку, необхідно встановити умови, які забезпечать занурення часточок у об'єм розплаву. Швидкість витікання газо-порошкового струменя визначає можливість занурення в метал порошку, частки якого повинні подолати сили поверхневого натягу, лобового опору, феростатичного та атмосферного тиску. Часточка вважається заглибленою у метал, якщо вона знижує початкову швидкість після удару від початкової до нуля на відстані, не меншій від власного діаметра від поверхні металу.

Гранично низьку початкову швидкість часточки до зіткнення з поверхнею рідини визначають за формулою [23]:

$$w_b = w_a \sqrt{\frac{2\rho_p + 0,5\rho_m}{\rho_p}}, \quad (3)$$

де w_a – гранично низька швидкість часточки після удару, м/с; ρ_p – густина часточки, кг/м³; ρ_m – густина металу, кг/м³.

Гранично низька швидкість часточки після удару, яка дорівнює:

$$w_a = 2 \sqrt{\frac{2\sigma}{d_p \rho_m} \left(e^{1,5 \frac{\rho_m}{\rho_p}} - 1 \right)}, \quad (4)$$

де поверхневий натяг (σ) рідкого металу може бути визначений за математичними моделями [24].

З теорії пневмотранспорту відомо, що для уникнення осадження часток порошку на стінках трубопроводу фактична швидкість газо-порошкового потоку повинна бути більшою за критичну швидкість, тобто виконуватися співвідношення $w_{cr} < w_r$.

Швидкість газо-порошкового потоку, за якого відсутнє осадження часточок на стінках трубопроводу, визначається за виразом [25]:

$$w_{cr} = 5,6 d_{tube}^{0,34} d_p^{0,36} \left(\frac{\rho_p}{\rho_g} \right)^{0,5} \cdot \left(\frac{m_p}{m_g} \right)^{0,55}, \quad (5)$$

де d_{tube} – діаметр каналу, яким транспортується порошок, м; m_p – масова витрата порошку, кг/год; m_g – масова витрата газу, кг/год.

Фактична швидкість газо-порошкового потоку на виході з живильника:

$$w_r = \frac{m_g \cdot R \cdot T}{3600 \cdot p \cdot 0,758 \cdot d_{tube}^2}. \quad (6)$$

де R – універсальна газова стала, Дж/моль·К; T – температура газу, К; p – тиск у камерному живильнику, Па.

Результати

Розраховані за формулами (1) та (2) значення критичної об'ємної частки порошку свідчать, що зі збільшенням розміру фракції зростає і критична об'ємна частка порошку, яка буде забезпечувати струминний режим витікання газо-порошкової суміші (рис. 1).

З рисунку 2 видно, що поверхневий натяг розплаву впливає на умови занурення часточки в розплав. Швидкість часточки після проходження крізь поверхню розплаву зменшується на 36,78 % незалежно від розміру часточки, її швидкості та поверхневого натягу розплаву.

Розраховані за формулами (5) та (6) величини складають $w_{cr} = 22,9$ м/с, а $w_r = 52,76$ м/с. Отже, при визначених вище параметрах інжекції, осідання реагенту на стінках відбуватися не буде, що виключає можливість забиття каналу трубопроводу.

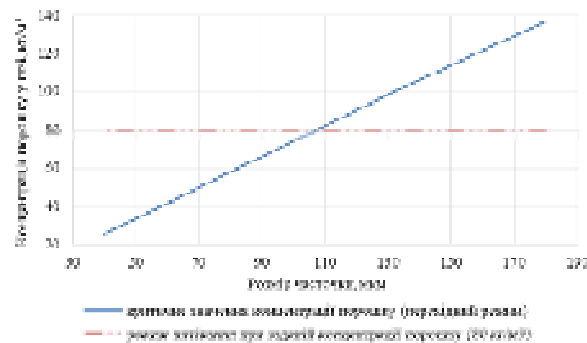


Рис. 1. Зв'язок між критичною об'ємною долею порошку та діаметром фракції на режим витікання суміші

Обговорення

Межі об'ємної частки порошку, що забезпечують необхідний результат обробки, складають 75–80 кг/м³ при витраті газу 60 м³/год. Критична об'ємна частка порошку для вказаних умов складає 74 кг/м³. Отже, з залежності на рис. 1 витікає, що для інжекції у струминному режимі розмір часточки не повинен перевищувати 100 мкм. Для збільшення максимально допустимої фракції потрібно збільшити об'ємну витрату порошку або застосовувати альтернативний реагент з меншою щільністю.

Відповідно до роботи [23] гранично низька швидкість часточки порошку після занурення, для матеріалу з густиною $7 \cdot 10^3$ кг/м³, діаметром 0,1 мм і поверхневим натягом 1,8 Н/м повинна бути щонайменше 5,6 м/с, розраховане значення складає 8,5 м/с. Отже, при сформованих умовах можна стверджувати, що імпульс часточки достатній для подолання сили поверхневого натягу металу і занурення в метал, не спливши в бульбашці на поверхню металу.

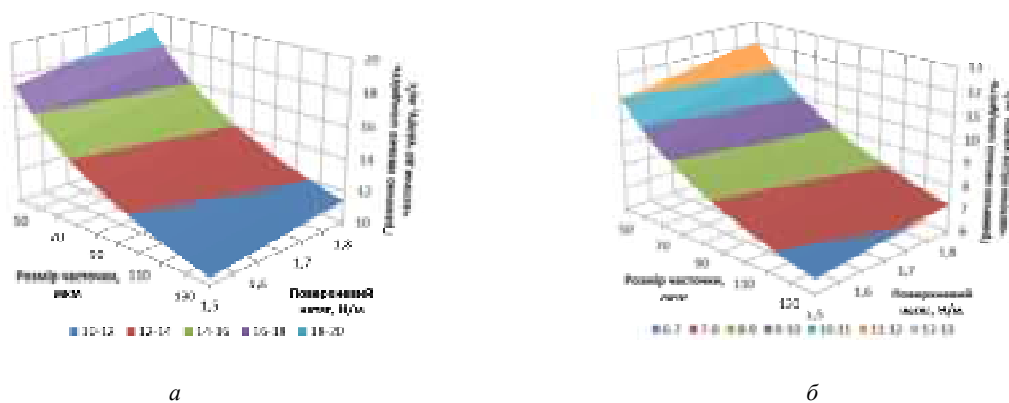


Рис. 2. Гранично низька швидкість часточки порошку до (а) та після (б) занурення у розплав

Висновки

Розраховані і уточнені основні газодинамічні параметри процесу інжекції порошкоподібних реагентів, які забезпечать високопродуктивну і надійну роботу пристроїв для введення порошків углиб металу та забезпечать необхідну, з точки зору кінетики процесу розкислення, взаємодію часточок з металом.

Отже, на підставі результатів виконаного теоретичного дослідження та математичного моделювання визначено:

- для інжекції у струминному режимі розмір часточки не повинен перевищувати 100 мкм. Критична об'ємна частка порошку для вказаних умов складає 74 кг/м³;
- гранично низька швидкість часточки, яка визначає можливість занурення її у розплав, складає 8,5 м/с проти мінімально необхідної 5,6 м/с;
- критична та фактична швидкості газо-порошкового потоку на виході з живильника складають 22,12 м/с та 52,76 м/с відповідно, що забезпечує умови, за яких на стінках трубопроводу не буде відбуватися осадження часточок порошку.

Список літератури

1. Синегін Е. В. Підвищення структурної однорідності безперервно литої заготовки шляхом удосконалення технології використання інокуляторів у кристалізаторі: автореф. дис. на здобуття вченого ступеня канд. техн. наук: 05.16.02 / Синегін Євген Володимирович ; Національна металургійна академія України. – Дніпропетровськ, 2015. – 24 с.
2. Инжекционная металлургия-86. Труды конференции ScanInjectIV. – М. : Металлургия, 1990. –400 с.
3. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали: в 2 ч. Ч.1. Термодинамические и кинетические закономерности / Г. Кнюппель. – М. : Металлургия, 1973. – 312 с.
4. Дуб В. С. Исследование влияние раскисления кремнием и алюминием на свойства высоколегированных сталей аустенитного класса : автореф. дисс. на соискание ученой степени канд. техн. наук / Дуб В.С. – М., 1963. – 31 с.
5. Кологривова Л. Н. Эффективность прямого легирования при производстве кремний марганцовистой стали /

- Л. Н. Кологривова, А. Я. Наконечный, З. П. Трофимова и др. // *Металлург.* – 1987. – № 5. – С. 18–19.
6. Прямое легирование стали марганцевым агломератом в ковше на выпуске из конвертера / Ю.Н. Носов, В.П. Камшуков, В.В. Соколов и др. // *Сталь.* – 2004. – № 5. – С. 35–36.
7. А. с. 311977 СССР, МКИ С22С35/00. Экзотермическая смесь для легирования стали и сплавов необием / А. С. Дубровин, Л. В. Слепова, А. П. Бушуев, НИС – металлов Москва. – № 1381915/22 – 2 ; заявл. 03.12.69 ; опубл. 19.08.71
8. Раскисление и легирование стали экзотермическими ферросплавами: Учебник / В.И. Баптизмандский [и др.]. – К. : Техника, 1970. – 180 с.
9. Изготовление экзотермических ферросплавов / Е. И. Исаев и др. // *Металлургия и коксохимия.* – 1965. – Вып. № 3.
10. Респель К. Н. Экзотермические составы с хромом и марганцем для легирования сталей в ковше / К. Н. Респель, Дубровин А. С. // *Сталь.* – 1963. – № 4.
11. T. W. Merrall Saving through exothermic, ferrocolumbinm / T.W. Merrall // *Jour. of Metals.* – 1960. – № 5.
12. Туркдоган Е. Т. Технологические усовершенствования в инжекционной металлургии и в процессах рафинирования металла в ковше в 80-х годах / Е. Т. Туркдоган // *Инжекционная металлургия-86. Труды конференции ScanInjectIV.* – М. : Металлургия, 1990. – С. 10–44.
13. Хайда О. Достижения ковшевой металлургии в Японии приминительно к рафинированию металла вдуванием порошков / О. Хайда, К. Наканиши, Т. Эми // *Инжекционная металлургия-80. Труды конференции ScanInjectII.* – М. : Металлургия, 1982. – С. 21–38.
14. Абротис Х. Вдувание в металл порошкообразных легирующих / Х. Абротис, Х. – Дж. Лангхаммер // *Инжекционная металлургия-80. Труды конференции ScanInjectII.* – М. : Металлургия, 1982. –С. 266–276.
15. Эйхингер Ф. Т. Десульфурация стали в ковше при легировании вдуванием легирующих элементов / Ф. Т. Эйхингер, Р. К. Гросс // *Инжекционная металлургия-80. Труды конференции ScanInjectII.* – М. : Металлургия, 1982. – С. 326–334.
16. Внепечная обработка стали порошковой проволокой : Монография / А. Ф. Каблуковский, С. Д. Зинченк, А. Н. Никулин [и др.]. – М. : Металлургиздат. – 2006. – 288 с.
17. Совершенствование технологии выплавки и раскисления электростали / Е.А. Казачков, А.Д. Чепурной, М. Г.

- Юшкова, М. А. Шумаков // Вісник ПДТУ. – 2006. – Вип. № 16. – С. 1–4.
18. Рябов А. В. Математическое моделирование обработки расплава порошковой проволокой. / А. В. Рябов, Д. В. Неволин, В. И. Потапов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2013. – № 1. – С. 194 – 198
 19. Поволоцкий Д. Я. Внепечная обработка стали : Учебник для вузов. Поволоцкий Д. Я., Кудрин В. А., Вишкарев А. Ф. – М. : МИСИС, 1995. – 256 с.
 20. Харлашин П. С. Разработка рациональной технологии раскисления спокойных марок стали / П. С. Харлашин, О. А. Носенко, А. Н. Яценко // Вісник ПДТУ. – 2011. – Вип. №2. – С. 52–55.
 21. Макналлан М. Гидродинамика затопленных струй / М. Макналлан // Инжекционная металлургия-80. Труды конференции ScanInjectII. – М. : Металлургия, 1982. – С. 114–115.
 22. Айронз Г. А. Научные и практические аспекты конструирования фурм для вдувания порошков / Г. А. Айронз // Инжекционная металлургия-86. Труды конференции ScanInjectIV.– М. : Металлургия, 1990. – С. 44–62.
 23. Сидоренко М. Ф. Теория и практика продувки металла порошками / М. Ф. Сидоренко. – М. : Металлургия, 1978. – 232 с.
 24. Охотский В. Б. Модели металлургических систем В. Б. Охотский. – Днепропетровск : Системные технологии, 2006. – 287 с.
 25. Конструкции и проектирование агрегатов сталеплавильного производства : Учебник / В. П. Григорьев [и др.]. – М. : МИСИС, 1995. – 512 с.

Одержано 25.11.2019

Нияев К. Г., Хогюн В. И., Стоянов А. Н. Определение параметров процесса инъекции раскислителей в ковши

Цель работы. *Определение газодинамических параметров инъекции порошкообразных реагентов для обеспечения высокопроизводительной работы устройств ввода порошковых ферросплавов вглубь металла в сталеразливочном ковше.*

Методы исследования. *Выполнен аналитический обзор литературных источников, по результатам которого аргументированно подтверждено преимущество инъекции порошковых реагентов в ковши в сравнении с традиционными технологиями раскисления и легирования. Основываясь на известных математических моделях, адаптированных к конкретным технологическим условиям, было выполнено математическое моделирование, которое учитывает ряд важных для технологии параметров, в частности степень усвоения порошка и несущую способность газа-носителя.*

Полученные результаты. *По результатам математического моделирования определены рациональные режимы ввода в сталеразливочный ковш порошкообразного ферромарганца и размер его фракции, который одновременно обеспечивает как высокую степень усвоения частичек порошка жидким металлическим расплавом, так и предотвращает осаждение долек порошка на стенках газопровода.*

Научная новизна. *По результатам математического моделирования уточнены особенности взаимодействия струи газовой суспензии с жидкими металлическими расплавами.*

Практическая ценность. *Определены газодинамические параметры процесса инъекции порошкообразных ферросплавов, которые обеспечивают высокую производительность процессов раскисления и легирования стали в сталеразливочном ковше, надежную работу фурм и сопел для ввода порошков вглубь металла и необходимое, с точки зрения кинетики процесса раскисления, взаимодействие частичек с металлом.*

Ключевые слова: *внепечная обработка, сталь, инъекция, раскисление, легирование.*

Niziaiev K., Khotiun V., Stoianov O. Determination of process parameters for the injection of deoxidizing agents in a teeming ladle

Purpose of work. *Determination of the gas-dynamic parameters of the injection of powdered reagents to provide high-performance operation of devices for powder ferroalloys injection deep into the metal in a teeming ladle.*

Research methods. *An analytical review of literary sources has been carried out, the results of which have arguably confirmed the advantage of the powder reagents injection into the ladle in comparison with traditional deoxidation and alloying technologies. Based on well-known mathematical models adapted to specific technological conditions, mathematical modeling has been carried out, which takes into account a number of parameters important for the technology, in particular, the degree of powder assimilation and the carrying capacity of the carrier gas.*

Results. *Based on the results of mathematical modeling, the rational modes of powdered ferromanganese injection into the teeming ladle and the size of its fraction, which provides both a high assimilation degree of powder particles by a liquid metal melt and prevents the deposition of powder particles on the walls of the pipeline have been determined by mathematical modeling.*

Scientific novelty. *Based on the results of mathematical modeling, the peculiarities of the interaction of a gas suspension jet with liquid metal melts have been specified.*

Practical value. *The gas-dynamic parameters of the process of powdered ferroalloys are determined, which provide high performance of the deoxidation and alloying of steel in the teeming ladle, reliable operation of lances and nozzles for powders injection deep into the metal and interaction of particles with metal, necessary from the point of view of deoxidation kinetics.*

Key words: *ladle treatment, steel, injection, deoxidation, alloying.*

УДК 621.793.7: 533.924

Д-р техн. наук Ершов А. В., Зеленина Е. А.

Национальный университет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ И ПОДЛОЖКИ МЕТОДОМ ВНЕЦЕНТРЕННОГО СЖАТИЯ

Цель работы состоит в повышении работоспособности плазменных покрытий путем разработки методов измерений и поиска условий снижения остаточных напряжений. Выполнена разработка метода определения остаточных напряжений в зависимости от изгиба основы после нанесения покрытия.

Методы исследования. Разработка модели внецентренного сжатия образца под влиянием силы, действующей в покрытии. Выполнены измерения прогибов основы, которые были использованы для расчета остаточных напряжений плазменных покрытий.

Полученные результаты. Предложен метод определения остаточных напряжений плазменного покрытия путем использования результатов измерений прогиба образца после нанесения порошкового хромоникелевого покрытия. Выполнены измерения, показывающие параболическую зависимость величины прогиба основы по длине образца, которые подтверждают постоянство изгибающего момента, обусловленного действием силы остаточного напряжения в соответствии с разработанной расчетной моделью. Выполнены расчеты остаточных напряжений в покрытии в зависимости от измеренных значений деформации образцов. Проведены сопоставления найденных остаточных напряжений с результатами исследований, полученными другим методом, который основан на определении разности между прочностью и несущей способностью покрытия.

Научная новизна. Показано, что остаточное напряжение в покрытии и основе можно определить по величине деформации изгиба образца после нанесения плазменного покрытия. Обнаружено, что величина остаточного напряжения в основе может превосходить остаточное напряжение в покрытии. Установлено, что деформация изгиба основы имеет параболическую зависимость по длине образца, что подтверждает постоянство изгибающего момента, обусловленного действием силы внецентренного сжатия.

Практическая ценность. Полученные результаты измерений остаточного напряжения при сопоставлении их с прочностью покрытия позволяют обосновать надежность применения плазменных покрытий и использовать результаты измерений прочности с целью определения работоспособности деталей.

Ключевые слова: плазменное покрытие, механическое напряжение, когезионная прочность, остаточное напряжение, градиент, относительная деформация, модуль упругости, несущая способность.

Введение

Нанесение плазменного покрытия сопровождается сложными термомеханическими процессами [1–5]. К ним относится и возникновение градиентов температуры в рабочей зоне, что приводит к появлению остаточных температурных напряжений в покрытии и основе [6–12]. Важность проблемы определения остаточных напряжений связана с обеспечением гарантированной прочности и работоспособности плазменных покрытий. Совершенствование методики расчета напряженного состояния покрытий является актуальной научной проблемой. Один из способов решения проблемы состоит в разработке методики определения остаточных напряжений в зависимости от деформации основы после нанесения покрытия.

Анализ исследований и публикаций

В опубликованных работах имеются примеры расчета напряженно деформированного состояния основы

под действием остаточных напряжений в плазменном покрытии. Однако существуют отличия в постановке условий расчетов. Оценки остаточных напряжений в покрытиях из углеродистых сталей [6] показывают, что существенное влияние на распределение остаточных напряжений оказывает мартенситное превращение и связанное с ним изменение объема покрытия. Иная картина распределения остаточных напряжений наблюдается в покрытиях из хромоникелевых сталей, которые отличаются отсутствием температурных фазовых переходов. В этом случае остаточные напряжения зависят от распределения температуры основы в процессе осаждения покрытия. Так, в [7] получено линейно возрастающее распределение растягивающего остаточного напряжения по толщине покрытия. При этом в приповерхностных слоях основы напряжения оказываются сжимающими.

В работах [8–10] рассмотрены общие, сравнительно громоздкие подходы к решению задачи по опреде-

лению остаточных напряжений. Оригинальный деформационный метод, основанный на изменении кривизны покрытия после отслоения его от основы, рассмотрен в работе [11]. В результате, как и в [7], было показано возрастание остаточного напряжения по толщине хромоникелевого покрытия.

Прочностный метод расчета остаточного напряжения, заключающийся в измерении разности прочности отслоенного покрытия и покрытия, сцепленного с основой, был использован в [12]. В результате показано, что, как в [7] так и [11], происходит возрастание остаточного напряжения по толщине покрытия. Кроме того обнаружено, что в граничащем с основой слое покрытия имеется относительно небольшое остаточное напряжение 13,5 МПа. Однако в расчетных оценках его величиной иногда можно пренебречь.

Расчет влияния нагрева на термические напряжения в плазменном покрытии рассмотрен в [13]. Изгиб основы происходил под действием термоупругой силы, действующей в покрытии. Данный подход может быть использован для получения формул связи между остаточным напряжением и деформацией основы.

Целью работы является разработка инженерного метода определения остаточного напряжения в покрытии и основе по результатам измерений деформации образцов.

Теоретическая модель расчета

Температура плазменного покрытия в процессе его формирования значительно превосходит температуру подложки, что приводит к значительным температурным деформациям и возникновению остаточных напряжений в нем, которые изгибают основу. Задачей расчета является установление зависимости между образовавшейся кривизной образца и напряжениями в покрытии и основе. Для решения задачи используется модель внецентренного сжатия основы под действием результирующей силы, действующей в покрытии:

$$F = b \int_0^h \sigma dy, \quad (1)$$

где F – результирующая сила растяжения покрытия и внецентренного сжатия основы; b – ширина прямоугольного образца; σ – остаточное напряжение в покрытии; y – поперечная координата покрытия, отсчитываемая от центра основы; h – его толщина. Плечо действия силы относительно центра сечения основы равно сумме половины толщины основы и координаты приложения результирующей силы сжатия. Момент результирующей силы сжатия образца относительно центральной оси основы определится формулой:

$$M = \int_{\frac{H}{2}}^{\frac{H}{2}+h} \sigma y dy, \quad (2)$$

где H – толщина основы.

Дифференциальное уравнение упругой линии изгиба основы имеет вид:

$$\frac{d^2 Y}{dx^2} = \frac{M}{EI}, \quad (3)$$

где Y – координата поперечной деформации (прогиба) основы; x – продольная координата;

E – модуль упругости основы, I – момент инерции основы, $I = bH^3/12$. Величину прогиба основы, как отклонение от начальной прямолинейности, можно определить двойным интегрированием (3) при следующих граничных условиях:

$$x = 0: \quad Y = 0; \quad \frac{dY}{dx} = 0, \quad x = L: \quad Y = Y_m, \quad (4)$$

где L – длина подложки, Y_m – максимальный прогиб подложки под действием момента силы внецентренного сжатия подложки, который определится после интегрирования (3) в виде:

$$Y_m = \frac{M L^2}{EI \cdot 2}. \quad (5)$$

Формула (5) дает возможность определить изгибающий момент силы внецентренного сжатия, которая сформирована действием остаточного напряжения. Как показано в [7, 11, 12], остаточное напряжение в хромоникелевых покрытиях можно принять линейно возрастающим по толщине:

$$\sigma = \frac{\sigma_m y}{h}, \quad (6)$$

где σ_m – максимальное напряжение на поверхности покрытия. Здесь пренебрегается величиной остаточного напряжения в покрытии на поверхности основы ввиду его малости.

Тогда сила и момент внецентренного сжатия подложки определяются согласно (1) и (2) в зависимости от максимального остаточного напряжения в виде:

$$F = \frac{\sigma_m b h}{2}, \quad (7)$$

$$M = F \left(\frac{H}{2} + \frac{2h}{3} \right) = \frac{\sigma_m b h}{2} \left(\frac{H}{2} + \frac{2h}{3} \right). \quad (8)$$

Совместное решение (5) и (8) определяет максимальное остаточное напряжение в зависимости от прогиба подложки:

$$\sigma_m = \frac{4EIY_m}{L^2 b h \left(\frac{H}{2} + \frac{2h}{3} \right)}. \quad (9)$$

Максимальное изгибающее напряжение в основе определится по формуле:

$$\sigma_u = \frac{6M}{bH^2} = \frac{3\sigma_m h}{H^2} \left(\frac{H}{2} + \frac{2h}{3} \right). \quad (10)$$

Напряжение сжатия в основе:

$$\sigma_c = \frac{F}{bH} = \frac{\sigma_m h}{2H}. \quad (11)$$

Максимальное остаточное напряжение в основе расположено в точке контакта с покрытием и определяется суммой (10) и (11). Из (9) видно, что для вычисления максимального остаточного напряжения в покрытии следует измерить максимальный прогиб образца и определить модуль упругости основы. Для этого выполнялись измерения деформации образца основы без покрытия по схеме консольный изгиб [14].

Теоретически величина перемещения свободного конца образца основы под действием поперечной силы P при консольном изгибе определяется формулой:

$$Y = \frac{PL^3}{3EI}. \quad (12)$$

где P , L – длина образца, EI – жесткость сечения, E – модуль упругости, I – момент инерции поперечного сечения.

Использование формулы (12) определяет величину модуля упругости основы в зависимости от перемещения свободного конца:

$$E = \frac{PL^3}{3YI}. \quad (13)$$

Для определения максимальных нормальных напряжений на поверхности образца при консольном изгибе использовалась формула:

$$\sigma = \frac{PL}{W}. \quad (14)$$

где $W = bH^2/6$ – момент сопротивления квадратного сечения образца, b и H – ширина и толщина сечения.

Величина относительной деформации определялась исходя из закона Гука:

$$\varepsilon = \sigma / E. \quad (15)$$

Следует отметить, что предложенный метод расчета не учитывает наличие поверхностных остаточных напряжений в основе покрытия.

Измерение прогиба и результаты расчета остаточных напряжений в покрытии

Целью экспериментов по определению модуля упругости основы было измерение перемещений стержня под действием поперечной изгибающей силы. Для измерений использовались стандартные образцы из холоднокатаной стали Ст. 3 шириной $b = 12,3$ мм, толщиной $H = 1,5$ мм и длиной $L = 46$ мм. При измерении перемещений использовался индикатор перемещений с ценой деления 0,01 мм. Величина изгибающей силы определялась подбором грузов. Результаты измерения изгибной деформации пластины и расчета механических характеристик холоднокатаной стали приведены в табл. 1. Погрешность измерений E составляет 6 % при доверительной вероятности $\alpha = 0,9$.

В справочнике по механическим свойствам металлов принято, что модуль упругости равен $2,0 \cdot 10^{11}$ Па, а

предел текучести составляет 250–290 МПа, [15]. Измеренные значения модуля упругости оказались на 12–20 % ниже, чем в [15]. Причиной указанного отличия, возможно, являются остаточные напряжения в поверхностных слоях образца, которые образуются при прокатке листовой низкоуглеродистой стали.

Таблица 1 – Характеристики деформации при изгибе пластины [13]

P , Н	y , 10^{-3} м	σ , МПа	E , 10^5 МПа	ε , 10^{-4}
5,85	0,30	59,3	1,86	3,18
11,25	0,62	114	1,74	6,58
16,78	0,95	171	1,69	10,1
22,22	1,34	226	1,59	14,2
27,63	1,82	281	1,45	19,4
33,47	2,33	340	1,37	24,9
44,17	2,94	394	1,26	31,3

При нанесении покрытия на массивную основу температура поверхности обычно не превышает 200 °С, что еще не приводит к появлению температурных пластических деформаций в поверхностных слоях основы. Однако, при неравномерном нагреве основы до температуры 300 °С, в поверхностном слое происходит пластическая деформация, приводящая к искривлению образца при охлаждении, даже при отсутствии покрытия. Поэтому при отборе образцов для измерения прогибов особое внимание обращалось на отсутствие перегрева образца вследствие недостаточного теплового контакта с охлаждающим медным основанием в процессе нанесения покрытия. Причиной недостаточного теплового контакта являлось наличие окалины на поверхности медного основания. Внешние признаки перегрева заключались в появлении синего цвета и значительном искривлении образца.

Величина прогиба определялась как отклонение от прямолинейности образца. Один конец образца вместе с плоской пластиной помещался в зажим. При этом пластина располагалась сверху. На пластине устанавливался индикатор часового типа на плоской скользящей платформе, при перемещении которого можно было измерить распределение прогиба по длине образца [12]. Результаты измерений распределения прогибов по длине 3-х образцов и их средние значения Y_{cp} приведены в табл. 2.

В нижней строке табл. 2. приведен расчет параболической зависимости прогиба от длины образца, которая согласуется с результатами измерений. Приведены результаты расчетов максимального остаточного напряжения в хромоникелевом покрытии ПРНХ15СР2 с использованием формулы (9) при длине образца 45 мм, толщине основы 1,5 мм, толщине покрытия 0,65 мм. Для расчетов использовалось предварительно измеренное среднее значение модуля упругости основы из стали Ст. 3 $E = 1,8 \cdot 10^{11}$ Па, табл. 1. Полученные значения максимальных остаточных напряжений в покрытии и основе приведены в последних колонках табл. 2. Эпюры распределения напряжений в покрытии и основе показаны на рис. 1.

Таблица 2 – Распределение прогиба по длине образцов и расчетные значения максимального остаточного напряжения в покрытии и основе

№ образца	$x, 10^{-2}, \text{м}$	1	2	3	4	4,5	Максимальное напряжение в покрытии $\sigma_{\text{мп}}, \text{Па}$	Максимальное напряжение в основе $\sigma_{\text{мо}}, \text{МПа}$
1	$Y, 10^{-5}, \text{м}$	4	14	29	52	70	89,5	-111
2	$Y, 10^{-5}, \text{м}$	4	16	32	55	71	90,8	-113
3	$Y, 10^{-5}, \text{м}$	4	15	34	53	68	87,2	-108
	$Y_{\text{ср}}$	4	15	31,7	53,3	69,7		
	$Y = kL^2$	3,4	13,9	31	54,5	70		

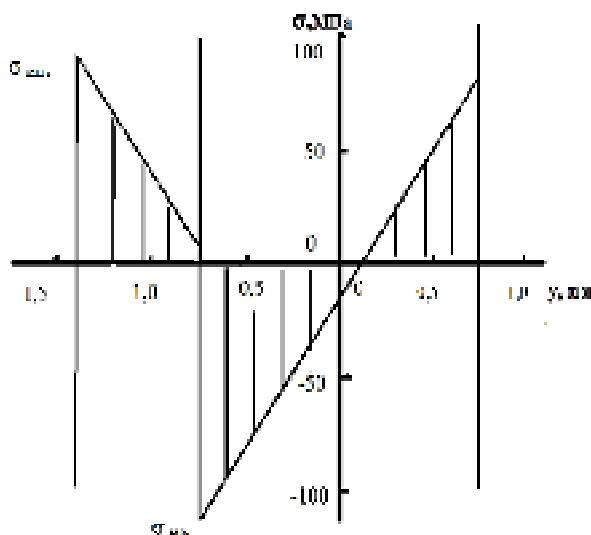


Рис. 1. Эпюры распределения напряжений в покрытии ПРНХ15СР2 и основе

Начало координат на рис. 1 расположено в центре основы, а плазменное покрытие находится слева. Величина максимального напряжения в покрытии, определенная по кривизне образца, составляет в среднем 90 МПа и удовлетворительно согласуется с оценкой остаточного напряжения в работе [12, рис. 4], которая составила 85 МПа и определялась как разность между прочностью и несущей способностью покрытия, сцепленного с основой. В покрытиях, полученных в аналогичных условиях [16], однако при меньшем токе дуги плазматрона (не 450 А, как в рассмотренном примере, а в интервале от 116 до 160 А), остаточные напряжения оказались меньшими и равными 19 МПа. В результате исследований в [16] получена математическая модель на базе уравнения регрессии, которая показывает возрастание остаточного напряжения с увеличением тока дуги плазматрона. Однако в [16] отсутствуют данные о распределении остаточного напряжения по толщине покрытия.

Напряжения в поверхностном слое основы определялись по формулам (10)–(11). При заданных соотношениях размеров покрытия и основы максимальное напряжение сжатия в поверхностном слое основы на границе с покрытием составляет в среднем $\sigma_{\text{мо}} = -110$ МПа, табл. 2, а максимальное напряжение растяжения на противоположной поверхности основы меньше на напряжение осевого сжатия и составляет примерно 90 МПа.

Выводы

1. Разработана инженерная методика расчета остаточного напряжения покрытия, которая позволяет по измерению прогиба образца определить напряжение в покрытии.
2. Экспериментально и теоретически показано, что распределение прогиба по длине образца имеет параболическую зависимость. Получено удовлетворительное согласие расчетных значений остаточного напряжения в покрытии с экспериментальными результатами, определенными по другой расчетной модели.
3. Найдено, что напряжение сжатия в поверхностном слое основы толщиной 1,5 мм по абсолютной величине превосходит наибольшее напряжение растяжения в покрытии.
4. Обнаружено, что наличие поверхностных остаточных напряжений, образованных при прокатке листовой стали Ст. 3, приводит к уменьшению расчетного модуля упругости и снижению сопротивляемости изгибу на (12–20) %.

Список литературы

1. Нанесения покрытия / В. М. Корж, В. Д. Кузнецов, Ю. С. Борисов К. А. Ющенко. – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
2. Кудинов В. В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование / Кудинов В. В., Бобров Г. В. – М. : Металлургия, 1992. – 432 с.

3. Балдаев Л. Х. Современные тенденции получения газотермических покрытий / Балдаев Л. Х., Калита В. И. // Технология металлов. – 2003. – № 2. – С. 17–20.
4. Проблемы порошкового материаловедения. Часть VI. Плазменно-лазерные покрытия. / Шмаков А.Н., Анциферов В. Н., Буланов В. Я., Ханов А. М. – Екатеринбург, 2006. – 588 с.
5. Напряжение и деформация плазменного покрытия при изгибе подложки / Е. А. Зеленина, С. В. Лоскутов, А. В. Ершов, С. Н. Мацок // Вісник двигунобудування. – 2017. – № 1. – С. 39–42.
6. Возникновение и перераспределение внутренних напряжений в электродуговых покрытиях во время их формирования. / В. И. Похмурский, М. М. Студенти др. // Автомат. сварка. – 2006. – № 10. – С. 15–19.
7. Дерябкина Е. С. Влияние щеточной обработки на уровень остаточных напряжений в газопламенных покрытиях / Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии 2013. – № 59. – С. 178–185.
8. Методы оценки служебных свойств защитных покрытий / Л. Х. Балдаев, И. Ф. Арутюнова, Н. А. Волосов и др. // Сварочное производство. – 2001. – № 9. – С. 35–38.
9. Барвинок В. А. Управление напряженным состоянием и свойствами плазменных покрытий / Барвинок В. А. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
10. Теплофизическая модель и расчет остаточных напряжений в газотермических покрытиях / А. Ф. Пузряков, В. А. Тарасов, Н. Ю. Липин [и др.] // Технология машиностроения. – 2006. – № 2. – С. 39–44.
11. Определение разрушающих термонапряжений цилиндрического плазменного покрытия / Е. А. Зеленина, С. В. Лоскутов., А. В. Ершов, В. Г. Шевченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 2. – С. 90–93.
12. Ершов А. В. Оценка распределения остаточных механических напряжений в плазменных покрытиях / А. В. Ершов, Е. А. Зеленина // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – № 2. – С. 56–59.
13. Астапов А. Н. Расчет НДС в многослойной системе «Подложка-функциональное покрытие» при тепловом нагружении / А. Н. Астапов, С. И. Жаворонок // Деформирование и разрушение композиционных материалов и конструкций // DFCMS-2016, ИМАШ РАН, Москва, Россия 18–20 октября 2016 г.
14. Зеленина О. А. Пружні властивості холоднодеформованої сталі при випробуванні на вигін / О. А. Зеленина, А. В. Ершов, С. В. Лоскутов // Тиждень науки : збірник тез доповідей щорічної науково-практичної конференції ЗНТУ. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – С. 402–403.
15. Уваров В. В. Структура и свойства листовых сталей для холодной штамповки : Учебное пособие / В. В. Уваров, Е. А. Носова / Под общ. ред. Гречникова Ф. В. // Самарский гос. аэрокосм. ун-т. Самара, 2003. – 74 с.
16. Оценка уровня остаточных напряжений в плазменных покрытиях / Зверев Е. А., Скиба В. Ю., Вахрушев Н. В., Гаврилов А. К. // Международный научно-исследовательский журнал 2017, Выпуск № 5(59). – Часть 3. – Май 2017. – Технические науки. – С. 42–47.

Одержано 09.12.2019

Ершов А. В., Зеленина О. А. Розрахунок напруженого стану плазмового покриття і підкладки методом відцентрового стиснення

Мета роботи полягає в підвищенні працездатності плазмових покриттів шляхом розробки методів вимірювань і пошуку умов зниження залишкових напружень. Виконано розробку методу визначення залишкових напружень в залежності від вигину основи після нанесення покриття.

Методи дослідження. Розробка моделі позацентрального стиснення зразка під впливом сили остаточного напруження у покритті. Вимірювання прогинів основи та використання їх для розрахунку залишкових напружень плазмових покриттів.

Отримані результати. Запропоновано метод визначення залишкових напружень плазмового покриття шляхом використання результатів вимірювань прогину основи після нанесення порошкового хромонікелевого покриття. Виконані вимірювання, що показують параболічну залежність величини прогину основи по довжині зразка, які підтверджують сталість згинального моменту, обумовленого дією сил залишкового напруження відповідно до розробленої розрахункової моделі. Виконано розрахунки залишкових напружень в покритті залежно від вимірних значень деформації зразків. Проведено зіставлення знайдених залишкових напружень з результатами досліджень, отриманих іншим методом, заснованим на визначенні різниці між міцністю і несучою здатністю покриття.

Наукова новизна. Показано, що залишкову напругу в покритті і основі можна визначити за величиною деформації вигину зразка після нанесення плазмового покриття. Виявлено, що величина залишкового напруження в основі може перевершувати залишкову напругу в покритті. Встановлено, що деформація вигину основи має параболічну залежність по довжині зразка, що підтверджує сталість згинального моменту, обумовленого дією сили позацентрального стиснення.

Практична цінність. Отримані результати вимірювань залишкового напруження при зіставленні їх з міцністю покриття дозволяють обґрунтувати надійність застосування плазмових покриттів і використовувати результати вимірювань міцності з метою визначення працездатності деталей.

Ключові слова: плазмове покриття, механічне напруження, когезійна міцність, залишкове напруження, градієнт, відносна деформація, модуль пружності, несуча здатність.

Ershov A., Zelenina E. Calculation of the stressed state of plasma coating and substrates by excentral compression method

The purpose The purpose of the work is to increase the performance of plasma coatings by developing measurement methods and finding conditions for reducing residual stresses. The development of a method for determining residual stresses depending on the bending of the base after coating.

Research methods. Development of a model of eccentric compression of a sample under the influence of the force acting in the coating. Measurement of substrate deflections and their use for calculating the residual stresses of plasma coatings.

Results. A method is proposed for determining the residual stresses of a plasma coating by using the results of measurements of the deflection of the base after applying a powder chromium-nickel coating. Measurements were made showing the parabolic dependence of the magnitude of the deflection of the base along the length of the sample, which confirm the constancy of the bending moment due to the action of the forces of the residual stress in accordance with the developed calculation model. The residual stresses in the coating are calculated depending on the measured values of the deformation of the samples. The found residual stresses are compared with the results of studies obtained by another method based on determining the difference between the strength and bearing capacity of the coating.

Scientific novelty. It is shown that the residual stress in the coating and base can be determined by the magnitude of the bending strain of the sample after applying the plasma coating. It has been found that the amount of residual stress in the substrate can exceed the residual stress in the coating. It was established that the bending strain of the base has a parabolic dependence along the length of the sample, which confirms the constancy of the bending moment due to the action of the eccentric compression force.

Practical value. The results of measurements of the residual stress when comparing them with the strength of the coating allow us to justify the reliability of the use of plasma coatings and use the results of strength measurements to determine the health of parts.

Key words: plasma coating, mechanical stress, cohesive strength, residual stress, gradient, relative deformation, elastic modulus, load bearing capacity.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СЕРИЙНЫХ И ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ ЛАБИРИНТНЫХ УПЛОТНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ТРАКТА ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ

Введение

Повышение эффективности работы современных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) является одной из важных задач современного авиадвигателестроения. Повышения коэффициента полезного действия (КПД) газотурбинных двигателей добиваются рядом мероприятий, что, в свою очередь, ведет к увеличению температуры газов в горячем тракте. К ним относятся совершенствование аэродинамика компрессора и турбины, процессов горения, охлаждения горячей части двигателя, а также уменьшение утечек газового потока при прохождении через компрессор и турбину. [1] Одним из эффективных способов повышения КПД современных ГТД является улучшение конструкций уплотнений и уменьшение радиального зазора между статором и ротором. Причем величина этого зазора должна сохраняться минимальной в течение всего периода эксплуатации ГТД при штатных режимах его работы. Для снижения величины радиального зазора широко применяются различного рода прирабатываемые уплотнительные покрытия, которые в процессе эксплуатации способны контактировать с лабиринтным уплотнением на статоре и лопаткой без последующего разрушения [2, 3]. Одной из важных характеристик, в значительной мере влияющей на эксплуатационную надежность покрытий, является жаростойкость ввиду интенсивной высокотемпературной коррозии горячего тракта ГТД. Исходя из вышесказанного, актуальной задачей является усовершенствование серийных и разработка новых уплотнительных покрытий с рабочей температурой 1250 °С и выше.

При проектировании новых авиационных двигателей и модернизации уже существующих моделей значительное внимание уделяется повышению их КПД. В работах [4, 5] приведены результаты исследования влияния величины радиальных зазоров в турбомашине на эффективность их работы. Показано, что величина радиального зазора между ротором и статором значительно влияет на КПД компрессоров и турбин. Однако разрабатываемые мероприятия по уменьшению зазоров связаны с совершенствованием конструкции ГТД, в то время как вопросы совершенствования состава прирабатываемых покрытий не рассматриваются. В работе [6] установлено, что для двигателя типа ПС-90А утечка в проточную часть турбины каждого процента охлаждающего воздуха, отбираемого за компрессором высокого давления, приводит к увеличению удельного расхода топлива на 0,3 %. В этой же работе показано, что сама утечка охлаждающего воздуха в основной поток, особенно в область больших скоростей, способна привести к дополнительным потерям КПД. Например, утечка в осевой зазор между сопловым аппаратом и рабочим колесом может привести к потерям КПД до 1,5 % на каждый процент утечки охлаждающего воздуха ступени. Приведенные в этих работах результаты исследований указывают на необходимость поддержания радиальных зазоров на минимально возможном уровне.

Для решения данной проблемы в работе [7] предложено снижать величину радиального зазора между статором и ротором, что позволяет решить задачу повышения эффективности ГТД наиболее рационально. Авторы данного исследования предлагают мероприятия по повышению КПД турбины ГТД, основанные на модернизации конструкции рабочих лопаток, в то время как изменение величины радиальных зазоров в результате взаимодействия статор-ротор остается неисследованным и не учитывается. Такой подход не позволяет в полной мере реализовать потенциал турбины ГТД и, соответственно, не может обеспечить эффективного повышения ее КПД. Таким образом, сведение к возможному минимуму утечек газа и охлаждающего воздуха представляет собой одну из наиболее важных и наиболее значительных по получаемому эффекту задач при проектировании ГТД. Очевидно, что для ее эффективного решения должны быть задействованы все пути – совершенствование конструкции, технологии изготовления и применяемые материалы. В свою очередь, анализ исследований показывает, что в настоящее время основное внимание уделяется вопросам конструирования турбомашин. При этом задача минимизации утечек газа решается путем уменьшения остаточного дисбаланса ротора, применения щеточных уплотнений и компенсаторов. Такие мероприятия позволят повысить КПД двигателей, но требуют для своей реализации новых конструкторских и технологических изысканий. Это приводит к изменению конструкции ГТД, повышению его стоимости и не может быть реализовано на уже спроектированных и находящихся в эксплуатации двигателях.

Лабиринтные уплотнения и абразивно-износостойкие материалы

Анализ литературных данных показывает, что развитие материаловедческого подхода к решению задачи снижения протечек воздуха путем совершенствования материалов уплотнительных покрытий лабиринтных уплотнений не

находит отражение в литературе. Вместе с тем, такая ситуация существенно ограничивает возможности модернизации ГТД, находящихся в эксплуатации. В конструкции турбин современных и перспективных ГТД лабиринтные уплотнения (ЛУ) широко применяются для уменьшения утечек охлаждающего воздуха (рис. 1). Их используют как для уменьшения внутренних (межступенчатых) и внешних (концевых) утечек газа, так и в системах защиты газа от замасливания.

На основании опыта работы ВИАМ и зарубежных фирм в настоящее время принята концепция создания специального блока в системе уплотнений. Он включает в себя контактную пару трения: торец лопатки с высокотемпературным абразивно-износостойким материалом на конце и элемент уплотнения на корпусе ГТД, обладающий хорошей истираемостью в условиях врезания (рис. 2).



Рис. 1. Покрывающий диск турбины ГТД семейства ТВ3-117: *a* – общий вид; *б* – гребешки лабиринтного уплотнения

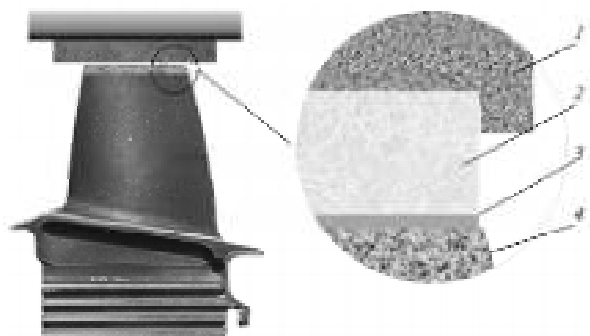


Рис. 2. Упрочненная лопатка в паре с истираемым уплотнительным материалом: 1 – истираемый уплотнительный материал из металлических волокон с жаростойким покрытием; 2 – абразивно-износостойкий материал; 3 – паяный шов; 4 – перо лопатки

Одной из основных задач являлось также усовершенствование технологического процесса изготовления абразивно-износостойкого материала на основе систем Ni-Cr-Al-Y и Ni-Al с тугоплавкими оксидами для упрочнения торцев лопаток. С этой целью проведен выбор составов абразивно-износостойкого материала на рабочие температуры 1100-1200 °С: в качестве основного материала выбраны сплавы системы Ni-Al и Ni-Al-Cr-Al-Y в виде порошковых композиций, а в качестве функционального наполнителя – диоксиды гафния и циркония. Разработана технология изготовления абразивно-износостойкого материала на рабочие температуры 1100 и 1200 °С с определением оптимальных значений технологических параметров по удельному давлению прессования, температуре спекания, продолжительности выдержки и среды - как для изготовления в вакуумной печи, так и при горячем прессовании.

Свойства разработанной контактной пары на рабочую температуру до 1100 °С представлены в (табл. 2).

Материалы и свойства серийных покрытий

В настоящее время при производстве ГТД широко применяются уплотнительные покрытия на основе никеля и твердой смазки. В работе [8] проводилась оценка механических свойств прирабатываемых уплотнительных покрытий и установлено, что твердость покрытия является эффективным показателем для оценки истираемости покрытия и на начальном этапе исследований позволяет избежать натурных испытаний. Однако остаются неосвещенными вопросы относительно управления твердостью покрытий на основных этапах жизненного цикла ГТД. Авторы [9] показали, что состав и дальнейшее поведение покрытия при изменении температуры значительно влияет на износ деталей ротора. В то же время не обосновывают оптимальный, с точки зрения износостойкости ротора, состав покрытий. Жесткие эксплуатационные условия работы уплотняющих покрытий приводят к различного рода повреждениям, описанным в работах [10].

Таблиця 2 – Свойства разработанной контактной пары на рабочую температуру до 1100 °С

Характеристика	Значения характеристик	
	для истираемого материала	для абразивно-износостойкого материала
Плотность, г/см ³	≤2,2	7,9–8,0
Пористость, %	≥60	8–9
Эрозионная стойкость, усл. ед.	≥500	≥2000
Жаростойкость (прирост после 100 ч при 1100 °С), %	≤1,65	≤0,49
Твердость НВ НВС	8–9	– ≥10
Термостойкость (число циклов $T_{max}=20^{\circ}\text{C}$ без разрушения)	Не менее 100	
Прочность паяных соединений с металлическими подложками	Выше прочности истираемого материала	Выше прочности на разрыв абразивно-износостойких материалов
Истираемость	(8 : 8) : 1	

Для формирования требуемых свойств в уплотнительных покрытиях применяются элементы, обеспечивающие как жаростойкость и жаропрочность покрытия (Ni, Al, Cr и т. д.), так и его прирабатываемость (твердые смазки типа графита и нитридабора) и эрозионную стойкость.

Применяемые на АО «Мотор Сич» уплотнительные покрытия формируются на основе модифицированной никель-кремниевой губки (КНА-82) и твердой смазки (графит + BN), что не позволяет гарантировать их теплостойкость в области температур порядка 1150 °С.

Также при выборе и оптимизации ТЗП и лабиринтных уплотнений нельзя не упомянуть о покрытиях с модифицированием HfO_2 и TaO_2 . Для плазменного формирования композиции порошков HfO_2 и TaO_2 указанного гранулометрического размера, а также массового содержания никеля в виде плакирующей оболочки в порошке обусловлено необходимостью получения требуемых теплофизических характеристик данного слоя и обеспечения стабильности и воспроизводимости процесса напыления в части соотношения керамической и металлической составляющих (фазового состава) в композиции HfO_2 - TaO_2 . При массовом содержании никеля менее 6410% имеет место интенсивное окисление вольфрама в плазменной струе, что приводит к неконтролируемому изменению фазового состава слоя; более высокое содержание никеля вызывает ухудшение теплофизических свойств данного слоя в части снижения допустимой рабочей температуры.

Известно, что диоксид гафния обладает полиморфными превращениями, сопровождающимися изменением объема, что, очевидно, отрицательно отражается на термостойкости покрытий, работающих в условиях воздействия продуктов сгорания смесового ракетного топлива. Для устранения данного явления в HfO_2 вводят добавки (MgO , CaO , Y_2O_3 , и др.), стабилизирующие кубическую форму диоксида гафния со структурой типа флюорита. Предлагаемый способ получения ЭТЗП отработывался для порошка HfO_2 , стабилизированного оксидом иттрия, поскольку в этой системе HfO_2 - Y_2O_3 зафиксирована достаточно широкая область существования твердых кубических растворов [13]. Следовательно, является актуальной разработка теплозащитного прирабатываемого уплотняющего покрытия, которое можно будет применять в условиях высоких температур. При этом усовершенствование такого покрытия будет проходить в несколько этапов, на каждом из которых будет оптимизирован один из ключевых параметров.

Заключение

Таким образом, целью работы является усовершенствование состава уплотняющего теплозащитного прирабатываемого покрытия, применяемого в горячем тракте газотурбинных двигателей, которое позволит не только применять детали ГТД при более высоких температурах, но и обеспечить минимальный зазор между лопаткой и неподвижной частью, что увеличит КПД двигателя, обеспечив тем самым экономию топлива. Будущее исследование будет посвящено выбору легирующих материалов, позволяющих повысить жаропрочность, жаростойкость и эрозионную стойкость материала.

Список литературы

1. Кофман В. М. Определение коэффициента полезного действия турбины ГТД по параметрам неравномерных газовых потоков / Кофман В. М. // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2012. – Т. 16. – № 5 (50). – С. 39–40.
2. Каблов Е. Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века / Е. Н. Каблов // Перспективные материалы. – 2000. – № 3. – С. 27–40.
3. Бондарчук П. В. Разработка методики расчёта системы управления радиальными зазорами в турбине ГТД / П. В. Бондарчук, А. Ю. Тисарев, М. В. Лаврушин // Вестник СГАУ. – 2012. – № 3 (34). – С. 272–278.
4. Бондарчук П. В. Разработка методики расчета системы управления радиальными зазорами в турбине ГТД / Бондарчук П. В., Тисарев А. Ю., Лаврушин М. В. // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2012. – № 3 (34). – С. 272–278.
5. Иноземцев А. А. Вопросы оптимизации радиальных зазоров ТВД авиационного ГТД / Иноземцев А. А., Бажин С. В., Снитко М. А. // Вестник двигателестроения. 2012. – № 2. – С. 149–154.
6. Иноземцев А. А. Газотурбинные двигатели / Иноземцев А. А., Сандрацкий В. Л. – М., 2006. – 1204 с.
7. Потери КПД в турбине высокого давления с бандажированной рабочей лопаткой / Комаров О. А., Дмитриев С. Ю., Даутов Д. Р., Оссала В. Б. А. // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2017. – Т. 21, № 2 (76). – С. 70–75.
8. Ma X., Matthews A. Evaluation of abradable seal coating mechanical properties // Wear. 2009. Vol. 267, Issue 9-10. P. 1501–1510. doi: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.03.044>
9. Сотников Е. Г. Разработка состава теплозащитного покрытия на детали газотурбинных двигателей, работающих в условиях высоких температур / Е. Г. Сотников, З. В. Леховицер, В. Л. Грешта и др. // Авиационно-космическая техника и технология. – 2015. – № 10 (127). – С. 6–10.
10. Эксплуатационные повреждения турбореактивных двухконтурных авиационных двигателей с форсажной камерой сгорания / Карпинос Б. С., Коровин А. В., Лобунько А. П., Ведищева М. Ю. // Вестник двигателестроения. – 2014. – № 1. – С. 18–24.
11. Срабатываемые, износостойкие и теплозащитные покрытия для деталей газового тракта турбины, компрессора и камеры сгорания ГТД / В. А. Барвинок, И. Л. Шитарев, В. И. Богданович [и др.] // Вестник Самарского гос. аэрокосм. ун-та. – 2009. – № 3(19). – С. 11–28.
12. Шевченко А. В., Лопато Л. М. и др., Изв. АН СССР, неорг. мат., 23, №3, 452 (1987); Глушкова В. Б., Марков Н. И. и др. // Изв. АН СССР, неорг. мат., 19. – №10. – 1689 (1983).
13. Парфенов Л. Н. Влияние добавок редкоземельных элементов на износостойкость ковальной стали 110Г13Л / Л. Н. Парфенов, В. М. Глазков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1972. – № 3. – С. 14–16.

Одержано 24.10.2019

© **Березкин С. В.¹, канд. техн. наук Грешта В. Л.¹, канд. техн. наук Леховицер З. В.², д-р техн. наук Ольшанецкий В. Ю.¹**

¹ Національний університет «Запорізька політехніка»,
² АО «Мотор Січ»; м. Запоріжжя

Berezkin S., Greshta V., Lechovitser Z., Ol'shanetskii V. Improvement of serial and perspective coverings labyrinth seals of details of hot path gas turbine of the engine

ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОСТІЙКОСТІ БАГАТОКОМПОНЕНТНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ, МОДИФІКОВАНОГО НАНОДИСПЕРСНИМИ КОМПОЗИЦІЯМИ

Вступ

Проблема зміцнення багатокомпонентних кольорових сплавів особливо важлива для відповідальних виробів машинобудування та авіаційної техніки [1]. Вироби мають володіти комплексом механічних характеристик, високою питомою міцністю, надійністю та експлуатаційними властивостями. В авіації і турбобудуванні застосовують багатокомпонентні нікелеві сплави, які мають структурну термостабільність, високу жароміцність і жаростійкість, тривалу міцність. Ефективним способом диспергування структури на макро- і макрорівнях є модифікування розплавів.

Постановка задачі

Проведення порівняння дослідження схильності до високотемпературної корозії жароміцного нікелевого сплаву для лопаток газотурбінного двигуна у вихідному стані та після модифікування нанодисперсними композиціями.

Матеріал та методика

Об'єктом дослідження є багатокомпонентний нікелевий сплав ХН60ВТ. Модифікатором обрано нанодисперсну композицію на основі карбонітриду титану Ті (С, N), який отримано плазмохімічним синтезом. Жаростійкість оцінювали зі схильності до високотемпературної корозії до температури 1000 °С в окислювальному середовищі. Параметрами оцінювання були глибина корозії та зміна маси зразків.

Аналіз отриманих результатів

В останнє десятиліття інтерес до цієї проблеми істотно зріс. Було встановлено [1–3], що зменшення розміру кристалів нижче певної порогової величини може радикально змінювати властивості металів і сплавів. Одним з актуальних науково-технічних напрямків отримання високоміцних сплавів є модифікування тугоплавкими композиціями. Високий рівень жаростійкості є однією з важливих вимог, що висуваються до сплавів для лопаток авіаційних двигунів. Межі витривалості лопаток з корозійними пошкодженнями можуть знижуватися в кілька разів, і це зниження посилюється зі збільшенням часу випробувань. На межу витривалості лопаток істотно впливає і глибина корозійного пошкодження [2]. Підвищення робочих температур лопаток двигунів зробило актуальним завдання забезпечення високого опору газової корозії. Високий рівень жаростійкості є одним із важливих вимог, що пред'являються до сплавів для лопаток газотурбінних двигунів [4–6].

Матеріалом дослідження обраний ливарний жароміцний нікелевий сплав ХН60ВТ системи Ni-Cr. Модифікатором обрано нанодисперсна композиція – карбонітрид титану (Ті (С, N) отриманий плазмохімічним синтезом. Гранулометричний склад порошків складав 50–100 нм. Проведено дослідні плавки сплаву ХН60ВТ зі введенням модифікатора у розплав. Вивчення структурних змін у сплаві до і після наномодифікування проводили методом металографічного аналізу. Жаростійкість оцінювали стійкістю до високотемпературної корозії зі втрати маси зразків та глибини корозії металографічним методом.

З метою стабілізації структури і підвищення корозійної стійкості вихідний нікелевий сплав модифікували нанодисперсними композиціями на основі карбонітриду титану. Механізм дії тугоплавких модифікаторів в нікелевому розплаві полягає у зародженні численних первинних кристалів матричної фази на поверхнях введених наночастинок. Наномодифікатор на основі Ті (С,N) диспергує дендрити матричної γ - фази.

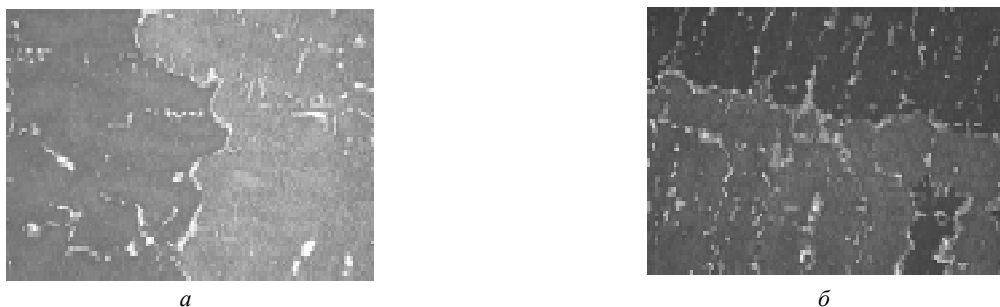


Рис. 1. Мікроструктура нікелевого сплаву до (а) та після (б) модифікування, $\times 200$

Дослідження мікроструктури нікелевого сплаву до модифікування показало неоднорідність по перетину відливок. Вихідні зразки мали крупнокристалічну структуру з розміром зерен 5...6 мм. Зразки з модифікованого сплаву характеризувалися однорідною, дрібнозернистою структурою з розміром зерен до 1 мм (рис. 1). Отже, внаслідок модифікування середній розмір зерна зменшився в середньому у 5 разів.

В немодифікованих зразках присутні великі включення по межах зерен. У модифікованих зразках включення дисперсніше і розташовуються як по межах, так і в середині зерен, що сприяє зміцненню сплаву.

Випробування на жаростійкість є одним з важливих видів досліджень при розробці ливарних нікелевих сплавів для лопаток турбін. Безперервне підвищення температури газу перед турбіною висуває все більш високі вимоги до проблеми забезпечення необхідного рівня жаростійкості цього класу матеріалів. Поверхнєве окислення лопаток турбін виробляє, внаслідок вибіркості процесу окислення по межах зерен – до значного погіршення якості поверхні, що викликає зниження механічних та експлуатаційних властивостей виробів.

Жароміцні сплави на нікелевій основі в окислювальному середовищі мають високу стійкість до високотемпературної газової корозії. Однак потрапляння в тракт двигуна пилу з різними солями виробляє до значного зростання швидкості окиснення. Ці явища належать до сульфідної і високошвидкісної сольової корозії [7, 8]. Оскільки в газотурбінних двигунах застосовують корозійностійкі матеріали, для деталей двигуна актуальна проблема високотемпературної газової корозії.

Жаростійкість – опір газовій корозії, визначається швидкістю окислення і привесом матеріалу на одиницю поверхні за певний проміжок часу при температурі випробування. При температурах 1000 °С і вище утворюються продукти згоряння палива – оксиди. Жаростійкість визначається втратою маси або масою матеріалу зразків зі знятою окалиною.

Визначення жаростійкості проведено при температурі 1000 °С при тривалості термоекспозиції від 2,5 до 20 годин. Час кожної термоекспозиції становив 2,5 години. Результати випробування оцінювали гравіметричним методом щодо зміни маси зразків і металографічним методом вимірювання глибини корозії. З метою підвищення схильності до окислення і перед нагріванням зразки піддавали електролітичному травленню. Після 20 годин маса зразків зменшилася в середньому на 6%; виявлені ознаки корозійного пошкодження вихідного сплаву. У модифікованому зразку втрата маси не перевищувала 2%, корозійних пошкоджень не спостерігалось.

Металографічна оцінка інтенсивності високотемпературного окислення і корозійного ураження металу дозволила встановити, що немодифіковані зразки були найбільш інтенсивно пошкоджені (до ~ 30...40 мкм) з утворенням множинних розгалужень і оксидів алюмінію. У модифікованих зразках внутрішнього окислення з утворенням оксидів не виявлено, глибина пошкодження складала до 15–20 мкм.

Запропоновано механізм дії нанодисперсного модифікатора у розплаві, який полягає в утворенні багатьох центрів кристалізації на частках модифікатора. В результаті утворюється дрібнозерниста структура модифікованого сплаву з дисперсними включеннями зміцнюючих фаз на межах та в центрі зерен.

Отже, внаслідок модифікування сплаву ХН60ВТ нанодисперсними композиціями Ti(C, N) досягнуто підвищення жаростійкості.

Висновки

1. З метою стабілізації структури і підвищення жаростійкості багатокомпонентного нікелевого сплаву ХН60ВТ запропоновано модифікування розплаву тугоплавкими наноконпозиціями на основі Ti (C, N) з розміром часток 50–100 нм.

2. Досягнуто підвищення стійкості до високотемпературної корозії модифікованого сплаву. Випробування на жароміцність при температурі 1000 °С показало зменшення глибини корозії на 20–25 % в модифікованому сплаві порівняно з вихідним сплавом.

3. Запропоновано механізм дії наномодифікатора в розплаві, що полягає у зародженні дисперсних центрів кристалізації матричної фази на нанодисперсних частинках тугоплавкого модифікатора та утворенні дисперсних фаз, які обумовлюють зміцнювальний ефект сплаву.

Список літератури

1. Авіаційно-космічні матеріали і технології / В. О. Богуслав, О. Я. Качан, Н. Є. Калініна, В. Ф. Мозговий, В. Т. Калінін. – Запоріжжя : Мотор Січ. – 2009. – 385 с.
2. Кузнецов Н. Д. Перспективні газотурбінні двигуни і проблема корозії / Н. Д. Кузнецов // Проблеми міцності. – 1993. – № 8. – С. 78–86.
3. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей / Е. Н. Каблов. – М. : МИСиС, 2001. – 631 с.
4. Калініна Н. Є. Технологічні особливості наномодифікування ливарних жароміцних нікелевих сплавів / Н. Є. Калініна, А. Є. Калиновська, В. Т. Калінін // Компресорне та енергетичне машинобудування. – 2013. – №1(31). – С. 54–56.
5. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. – М. : Наука. – 2006. – 272 с.
6. Беліков С. Б. Питання забезпечення рівня високотемпературної корозійної стійкості жароміцних сплавів на основі нікелю / С. Б. Беліков, Д. Л. Денисов, С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С. 33–36.

7. Наукові підходи до створення висококорозійностійких жароміцних сплавів для деталей проточної частини суднових і стаціонарних ГТУ / А. Д. Коваль, С. Б. Беліков, Е. Л. Санчугов, А. Р. Андрієнко // Нові конструкційні матеріали, ефективні методи їх обробки, підвищення надійності і довговічності деталей машин і конструкцій : зб. наук. пр. – Київ : УМК ВО. – 1991. – С. 4–7.
8. Лисенко М. А. Дослідження якості заготовки з жароміцного нікелевого сплаву для монокристалічного лиття / М. А. Лисенко, В. В. Клочихін, В. В. Наумік // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 1. – С. 7–13.

Одержано 21.11.2019

© Канд. техн. наук Калінін О. В.

Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, м. Дніпро

Kalinin A. Research of the heat resistance of multi-component nickel alloys modified by nanospersion compositions

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГСА ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР ПО НОВОМУ СПОСОБУ

Введение

Изотермическая закалка конструкционных сталей применяется для получения у них хорошего комплекса механических свойств. Во многих работах это объясняют свойствами нижнего бейнита. Однако в работе [1] показано, что значительный вклад в получение хорошего сочетания механических свойств вносит метастабильный аустенит, превращающийся при нагружении в мартенсит деформации. При этом важно обеспечить оптимальное количество метастабильного остаточного аустенита и развитие деформационного мартенситного превращения. В работе [2] предложена изотермическая закалка стали 37ГС из межкритического интервала температур (МКИТ). Показано, что у этой кремнийсодержащей стали может быть получена повышенная пластичность при умеренных прочностных свойствах. Влияние такой закалки для других сталей подобного типа не изучено. Обычно изотермическая закалка проводится в расплаве неэкологичных солей или щелочей. Их приобретение, утилизация, защита от вредных испарений, промывка деталей от солей и щелочей требует дополнительных затрат. В связи с этим актуальной задачей является изучение возможности проведения изотермической закалки без использования расплавов солей или щелочей. Такой способ был предложен в работе [3]. Он включал полную или неполную аустенитизацию, охлаждение в воде до заданной температуры, изотермическую выдержку при этой температуре в печи, последующее охлаждение на воздухе. В работе ставилась задача изучить влияние режимов изотермической закалки по новому способу с нагревом в МКИТ на структуру и свойства стали 30ХГСА для получения у нее хорошего комплекса механических свойств.

Материал и методика исследований

Химический состав стали 30ХГСА приведен в табл. 1

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей

Марка стали	Содержание элементов, масс %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Cu
30ХГСА	0,33	0,92	0,96	0,96	0,05	0,012	0,014	0,05

Сталь 30ХГСА имеет следующие критические точки: A_{c1} 760 °С, A_{c3} 830 °С. Нагрев стали под закалку проводился в МКИТ и в аустенитную область (выдержка 2 мин/мм). Охлаждение и выдержка при температуре изотермы осуществлялись по схеме вода-печь. Окончательное охлаждение было на воздухе. Исследовалась также возможность

дополнительного повышения механических свойств стали 30ХГСА за счет нагрева после выдержки в МКИТ в аустенитную область перед охлаждением в воде до заданной температуры. В работе применялись дюротметрический, металлографический, рентгеновский методы исследования. Определялись механические свойства при растяжении (ГОСТ 1497-84) и ударная вязкость (ГОСТ 9454-78).

Анализ полученных результатов

Микроструктура стали 30ХГСА после изотермической закалки по режиму: нагрев в МКИТ на 790 °С, 30 мин, охлаждение до 350 °С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе приведена на рис. 1. Она включает, нижний бейнит (основа), феррит (~15 %) и аустенит (~15 %). Появление последнего связано с тем, что при выдержке в МКИТ происходит обогащение аустенита углеродом и марганцем. Кроме того, при образовании бейнита происходит оттеснение углерода в прилегающие участки аустенита, что повышает его стабильность и позволяет ему сохраниться при комнатной температуре.



Рис. 1. Микроструктура стали 30ХГСА после изотермической закалки из МКИТ: нагрев на 790 °С, выдержка 30 мин, охлаждение до 300 °С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе, $\times 500$

Электронномикроскопические исследования показали, что нижний бейнит имеет реечное строение с малой плотностью дислокаций внутри реек по сравнению с реечным мартенситом. По оценке, приведенной в работе [4], плотность дислокаций в таком бейните составляет $(5-10) \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$. Это должно обеспечить их высокую подвижность при нагружении и, соответственно, пластичность, которые служат барьерами на пути дислокаций, что должно повышать прочностные свойства. В темнопольном отражении обнаруживается остаточный аустенит. После изотермической закалки из МКИТ (нагрев на 790 °С, 30 мин, охлаждение до 300 °С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе) прочностные свойства стали лишь несколько ниже их уровня после такой же изотермической закалки из аустенитной области (880 °С), а пластичность и ударная вязкость выше (табл. 2, 2 и 2, 1). Особенно высокая пластичность ($\delta = 25 \%$, $\psi = 67 \%$) и ударная вязкость ($KCU = 1,8 \text{ МДж/м}^2$) получены при умеренной прочности после изотермической закалки из МКИТ (790 °С, 60 мин) в случае изотермической выдержки при 350 °С, 60 мин (табл. 2, 3).

Таблица 2 – Механические свойства стали 30ХГСА после различных режимов изотермической закалки

Термическая обработка	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
1. Нагр. 880 °С, выдерж. 2 мин/мм, охл. в воде до 300 °С, из. выдерж. 60 мин, охл. на воздухе	1195	1290	14	47	0,8
2. Нагр. 790 °С, выдерж. 30 мин, охл. в воде до 300 °С, из. выдерж. 60 мин, охл. на воздухе	1150	1270	21	63	1,0
3. Нагр. 790 °С, выдерж. 30 мин, охл. в воде до 350 °С, из. выдерж. 60 мин, охл. на воздухе	1030	1160	25	67	1,8
4. Нагр. 790 °С, выдерж. 60 мин, нагр. 880 °С, выдерж. 3 мин, охл. в воде до 300 °С, из. выдерж. 60 мин, охл. на воздухе	1210	1310	16	59	1,5

Согласно данным рентгеновского анализа, количество остаточного аустенита после изотермической закалки по этому режиму составило ~25 %. При нагружении в процессе испытаний образца на растяжение остаточный аустенит претерпевает динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП) и в участке вблизи зоны разрушения он отсутствует. Следствием этого является ПНП-эффект, вызывающий повышение пластичности и ударной вязкости [2]. Не исключено, что их увеличению также способствует повышенная пластичность самого бейнита и присутствие в структуре ~15 % феррита, равномерно распределенного в структуре в виде зерен размером $10\text{--}20 \cdot 10^{-6}$ м, очищенного от углерода и азота, перешедших в аустенит при выдержке в МКИТ. Такая высокая пластичность и ударная вязкость у стали 30ХГСА не достигаются обычно применяемым улучшением. Необходимым условием их получения является создание многофазной микронеоднородной структуры, сочетающей нижний бейнит, феррит и остаточный метастабильный аустенит при оптимальных их соотношениях. Применение изотермической закалки с предварительной выдержкой в МКИТ и последующей кратковременной аустенитизацией, дополнительно измельчающей зерно и сохраняющей неоднородность химического состава аустенита, полученную при выдержке в МКИТ, а также исключение феррита из структуры стали после закалки позволило получить повышенные прочностные свойства, пластичность и ударную вязкость (табл. 2, 4). Эти свойства значительно превышают их уровень после улучшения. Следует отметить, что, изменяя режимы изотермической закалки стали 30ХГСА, можно в широких пределах варьировать соотношение структурных составляющих и, соответственно, механические свойства стали.

Выводы

1. Изотермическая закалка стали 30ХГСА по новому способу из МКИТ с охлаждением и выдержкой при заданной температуре по схеме вода-печь является экологически чистой и позволяет получить комплекс механических свойств, не достижимый после улучшения по типовому режиму.
2. Кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ перед охлаждением до температуры изотермы позволяет получить наиболее высокий уровень прочностных свойств при сохранении повышенной пластичности и ударной вязкости.

Список литературы

1. Малинов Л. С. Влияние изотермической закалки на количество, стабильность остаточного аустенита и свойства конструкционных сталей / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1989. – №12. – С. 120–121.
2. Петруненко А. А. Структура низколегированных сталей с ПНП-эффектом после термической обработки и деформации / А. А. Петруненко, В. В. Яровой, Б. А. Букреев // *Изв вузов. Черная металлургия*. – 1991. – № 7. – С. 77–80.
3. Пат. 6414 Україна МПК C21D 1/00 (2006.01) Засіб термообробки / Л. С. Малинов ; № 200407300 ; заявл. 28.07.2004 ; опубл. 16.05. 2005, Бюл. № 5.
4. Большаков В. И. Использование высокопрочных сталей бейнитного класса в строительных металлоконструкциях [Текст] / В. И. Большаков // *Строительство, материаловедение, машиностроение* : сб. науч. трудов. – 2002. – Вып. 15. – Ч. 1. – С. 27–37.

Одержано 09.12.2019

© Д-р техн. наук Малинов Л. С., канд. техн. наук Бузова Д. В.

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

Malinov L., Burova D. Mechanical properties of steel 30HГСА after isothermal hardening from the intercritical temperature interval by a new method

О МАГНИТНОМ УПОРЯДОЧИВАНИИ КЛАСТЕРНЫХ ЗОН В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ИХ СОСТАВА ИЛИ ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Аустенитные стали находят широкое применение в промышленности, а возникающие при деформации мартенситные фазы существенно влияют на их механические и коррозионные свойства [1, 2]. В работе [3] показано, что в этих сталях при увеличении легирующей добавки никеля или марганца, парамагнетизм аустенита, оцененный удельной магнитной восприимчивостью χ или ослабляется (в первом случае) или наоборот усиливается (во втором). Так с увеличением содержания марганца от 8,6 % до 17,5 % величина χ уменьшается от $3,90 \cdot 10^{-8}$ м³/кг до $1,90 \cdot 10^{-8}$ м³/кг, а с увеличением содержания никеля от 11,99 % до 15,76 % – χ увеличивается от $3,05 \cdot 10^{-8}$ до $4,00 \cdot 10^{-8}$ м³/кг. Таким образом, никель благоприятствует склонности к проявлению признаков ферромагнитного состояния, а марганец, наоборот, усиливает склонность к антиферромагнетизму. В то же время, увеличение степени деформации сжатием при фиксированных количествах обсуждаемых добавок явно сопровождается изменением магнитного состояния аустенита в направлении усиления склонности появления латентных признаков ферромагнитного состояния (без появления будь каких, даже очень малых, количеств ферромагнитных фаз). Для стали 10X16H13 исходное значение χ составило $3,58 \cdot 10^{-8}$ м³/кг, а деформация 22,7 % привела к росту удельной магнитной восприимчивости до значения $4,11 \cdot 10^{-8}$ м³/кг [4]. Для Г13Л исходное значение χ составило $2,36 \cdot 10^{-8}$ м³/кг и деформация до 4,86 % привела к росту χ (хотя и незначительно) до значения $2,54 \cdot 10^{-8}$ м³/кг [5].

Естественно, что объяснить приведенные факты просто изменением соотношения числа локализованных и коллективизированных электронов атомных комплексов [6] весьма затруднительно. Попытаемся найти дополнительные аргументы, объясняющие хотя бы в предположительном плане, в пользу такого рода развития событий в железном аустените при его деформации сжатием или при увеличении степени его легирования никелем или марганцем с энергетических позиций. Поскольку марганец (как и хром) является чистым антиферромагнетиком с отрицательным значением интеграла взаимодействия с малым по модулю значением обменного интеграла A , можно предположить в соответствии с данными работ [7, 8], что деформация марганца меняет это состояние таким образом, что интеграл взаимодействия изменяет свой знак с отрицательного на положительный, оставаясь при этом численно небольшой величиной. Например, в [8] отмечается, что в результате контактной деформации происходит «теплый» дрейф атомов внедрения в места скопления дефектов. Это приводит к смещению ординат интеграла взаимодействия в сторону его положительного значения [7].

Известно, что в железе при температуре ниже точки Кюри, начинается происходить (вплоть до 0 К) фазовый переход II-го рода, связанный с эффектом магнитного упорядочивания, обуславливающий появление ферромагнетизма или антиферромагнетизма в соответствии со знаками интеграла магнитного взаимодействия в металлах с незаполненными электронами $3d$ или $4f$ оболочками атомных уровней. Это приводит к уменьшению свободной энергии атомных комплексов на основе железа (а также никеля или марганца).

Рассмотрим определенный атомный комплекс (кластер) содержащий как атомы железа, так и атомы никеля кристаллической решетки аустенитной фазы в пределах, как минимум, координатной сферы (рис. 1).

Исходя из широко известного соотношения Гейзенберга-Френкеля $\Delta E = -2 \sum_{i,j} A_{ij} (S_i \cdot S_j)$, где A_{ij} – парный атомный потенциал магнитного взаимодействия, S_i и S_j – единичные векторы магнитных спинов определенной атомной пары, попытаемся оценить склонность, в рассматриваемых условиях, к формированию кластеров, благоприятствующих при определенных температурах началу перехода от парамагнитного состояния Fe-Ni матрицы к ферромагнитному. Используя известные соотношения нетрудно оценить свободную энергию взаимодействия магнитных атомных диполей (в основном за счет определенной ориентации векторов спинов ГЦК решеток d -полос никеля и железа:

$$F_{\text{Fe-Ni}}^{\text{M.B3.}} = E(p_1, p_2) - T \cdot S(p_1, p_2). \quad (1)$$

Здесь p_1 и p_2 вероятность параллельной однозначной ориентации спинов соответствующих атомных полос элементов.

Используя известные соотношения и игнорируя магнитные смещения разнородных атомов, можно представить соотношение (1) в виде:

$$F_{\text{Fe-Ni}}^{\text{M.B3.}} = -\frac{1}{2} N z (C_1^2 |A_1| p_1^2 + C_2^2 |A_2| p_2^2) + \frac{1}{2} kNT (C_1 S_1^* + C_2 S_2^*), \quad (2)$$

где индексы (1) и (2) связаны с показателями железной и никелевой матрицами

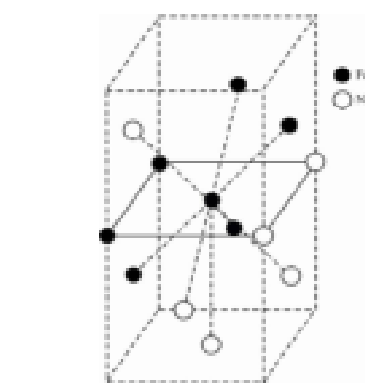


Рис. 1. Схема базового атомного комплекса (кластера)

соответственно, а индекс (*) отвечает хвостовым скобочным частям логарифмических слагаемых; A_1 и A_2 – энергия магнитного взаимодействия (обменные интегралы), $C_{1(2)}$ – концентрации, N – суммарное количество атомов обоих сортов, z – координационное число общей кристаллической структуры, k – постоянная Больцмана, T – температура по Кельвину.

Далее специально отметим, что $0 \leq p_1 = \frac{N_1^\uparrow - N_1^{\uparrow\downarrow}}{N_1} \leq 1$; $0 \leq p_2 = \frac{N_2^\uparrow - N_2^{\uparrow\downarrow}}{N_2} \leq 1$, а суммарная энергия может быть

представлена следующим промежуточным выражением:

$$S_\Sigma = S_1(p_1) + S_2(p_2) = -k \left[C_1 \ln \frac{N_1^{\uparrow!}}{N_1^\uparrow \cdot N_1^{\uparrow\downarrow}} + C_2 \ln \frac{N_2^{\uparrow!}}{N_2^\uparrow \cdot N_2^{\uparrow\downarrow}} \right],$$

где символ \uparrow – индекс атомов, не вступивших во взаимодействие, $\uparrow\downarrow$ – индекс кооперированных атомов.

Минимизируя выражение (2) после соответствующих подстановок, получим два уравнения

$$\left(\frac{\partial F^{M.B3.}}{\partial p_1} \right)_{C_1, C_2, T} = 0 = -\frac{1}{2} N z C_1^2 |A_1| 2p_1 + \frac{1}{2} k T C_1 N \ln \frac{1+p_1}{1-p_1}, \quad \left(\frac{\partial F^{M.B3.}}{\partial p_2} \right)_{C_1, C_2, T} = 0 = -\frac{1}{2} N z C_2^2 |A_2| 2p_2 + \frac{1}{2} k T C_2 N \ln \frac{1+p_2}{1-p_2}. \quad (3)$$

Поскольку в рассматриваемом случае $p_{1(2)} \leq 1$; $\ln \frac{1+p_{1(2)}}{1-p_{1(2)}} \cong 2p_{1(2)}$, то из (3) имеем для частных минимумов два следующих соотношения:

$$T = \frac{|A_1| z C_1}{k} \quad \text{и} \quad T = \frac{|A_2| z C_2}{k}. \quad (4)$$

Варьируя величины T , z и $C_{1(2)}$ можно получить выражение для температуры Кюри T_c , если по крайней мере $T < 1000 \text{ K}$. Т. е. в кластере, составленном из чистых атомов железа или никеля $T_c^{Fe} = \frac{12 A_{Fe}}{k}$ и $T_c^{Ni} = \frac{12 A_{Ni}}{k}$ (в обоих случаях $A_{1(2)} > 0$).

Подытоживая все выше сказанное можно прийти к следующему выводу: в железо-никелевом аустените при низких (климатических) температурах создаются определенные предпосылки (условия) образования участков (зон) ферромагнитного типа. Т. е. условия формирования кластеров мартенситного типа (при ускоренном охлаждении) или зоны ферромагнитного никелевого аустенита, которые обычно присутствуют в сталях содержащих более 25 % никеля. Поскольку температура T является переменным фактором, то согласно соотношениям (4) при фиксированных значениях обменных интегралов, температура может выступать как температура Кюри T_c для атомных скоплений железного типа, так и для скоплений атомов никеля при постоянном значении величины координационного фактора.

Список литературы

1. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенита вблизи истинной деформационной мартенситной точки хромоникелевых сталей аустенитного класса / Г. В. Снежной // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 599–604.
2. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенитной матрицы и механические свойства высокомарганцевых сталей / Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – № 9 (96). – С. 115–120.
3. 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.
4. Ольшанецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 2. – С. 78–87.
5. Ольшанецкий В. Е. О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 2. – С. 8–14.
6. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
7. Белоус М. В. Физика металлов / М. В. Белоус, М. П. Браун – К. : Вища школа, 1986. – 343 с.
8. An investigation of the contact resistance of steels with different heat resistances / I. P. Banas, A. I. Vil'chek, P. A. Mikhailov, V. E. Ol'shanetskii // Soviet Materials Science. – 2016. – Vol. 7. – № 2. – P. 131.

Одержано 09.12.2019

© Д-р техн. наук Ольшанецкий В. Е., д-р техн. наук Снежной Г. В.

Национальный университет «Запорізька політехніка», г. Запоріжжя

Ol'shanetskii V., Snizhnoi G. Magnetic ordering of cluster zones in austenitic steels upon a change in their composition or deformation action

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2019**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі НУ «Запорізька політехніка»

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Коректори:

Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 24298-14138 ПР від 16.12.2019

Підписано до друку 10.12.2019. Формат 60×84/8

Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 11,85

Тираж 300 прим. Зам. № 1461

69063, м. Запоріжжя, НУ «Запорізька політехніка», друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи

ДК № 6952 від 22.10.2019