

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 2'2018

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2018

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. Раціональне використання металів;

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков (ЗНТУ), Україна

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик (ЗНТУ), Україна

Члени редколегії:

д-р техн. наук В. В. Луньов (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук І. П. Волчок (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Е. І. Цивірко (ЗНТУ), Україна

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

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

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

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

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

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

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

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

НАН України)

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

д-р техн. наук О. В. Овчинников (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук О. Я. Качан (ЗНТУ), Україна

д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Г. І. Слинько (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ІПМ НАН), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (ЗНТУ), Україна

дійсн. член НАНУ М. І. Гасик (НМетАУ), Україна

д-р техн. наук Л. Й. Івченко (ЗНТУ), 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

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, Н. О. Савчук, М. Л. М'ясников, Н. І. Висоцька

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 № 2 від 08 жовтня 2018 року.

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі Запорізького національного технічного університету.

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

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. Промтранспорти. 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 (ЗНТУ), Украина

Заместители главного редактора:

д-р техн. наук, профессор В. Е. Ольшанецкий (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук, профессор В. В. Наумик (ЗНТУ), Украина

Члены редколлегии:

д-р техн. наук В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина

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

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук А. В. Овчинников (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина

д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина

д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (ЗНТУ), Украина

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

д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), 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

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

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 № 2 от 08 октября 2018 года.

Журнал набран и сверстан в редакционно-издательском отделе Запорожского национального технического университета.

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

Чейлях А.П., Були С.А., Мак-Мак Н.Е., Звонарева М.И., Чейлях Я.А., Рябикина М.А.
АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ, МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ШЕСТЕРЕН
РАЗНЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ 6

Нарівський О.Е., Беліков С.Б.
СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ПІТІНГОВУ КОРОЗІЮ КОРОЗІЙНОТРИВКИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ 14

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Глотка О.А., Гайдук С.В.
ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРНИХ ІНТЕРВАЛІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ І ГОМОГЕНІЗАЦІЇ В
МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВАХ 25

Гайдук С.В., Мілонін Є.В., Наумик В.В.
ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ
ЛИТИХ РОБОЧИХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ (МОНО) КРИСТАЛІЗАЦІЇ
ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН 30

Билоник И.М., Давидченко С.В., Билоник Д.И., Шумикин С.А., Кононенко А.В.
ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ЗАПОРНОГО КЛАПАНА ИЗ СТАЛИ 08X18H10T МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ВЫПЛАВКИ С ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМ ПОДОГРЕВОМ РАСХОДУЕМОГО
ЭЛЕКТРОДА (ЭШВ+ДП) 39

Кравцов В.В., Качан А.Я.
ВЛИЯНИЕ ДВОЙНОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ВЕРТОЛЕТНОЙ ТРАНСМИССИИ 43

Шаломеев В.А., Айкин Н.Д., Лукьяненко А.С.
СПОСОБЫ И ТЕХНОЛОГИИ УЛУЧШЕНИЯ ЛИТЬЯ ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ 48

Попов С.М., Шумикин С.А.
ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАПЛАВКИ НА ФИЗИКО-
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ ГЕТЕРОГЕННЫХ ХРОМО-БОРИСТЫХ
СПЛАВОВ 54

Задоя Н.О., Рудик Н.Г.
РАДІАЦІЙНА ОБРОБКА В ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ ІЗ СКЛОПЛАСТИКІВ 62

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Ненароков В.К., Грешта В.Л., Леховицер З.В., Ольшанецкий В.Е.
ТУГОПЛАВКИЕ ЭМАЛИ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ (ОБЗОР) 68

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Selivyorstova T.V., Mikhalyov A.I., Selivyorstov V.Yu.
REVEALING OF REGULARITY, PROCESSING AND PREDICTION OF SULFIDE INCLUSIONS
DISTRIBUTION IN CARBON STEEL THAT IS HARDENED IN A CHILL MOLD 72

| | |
|---|----|
| <i>Ершов А.В., Лоскутов С.В., Зеленина Е.А.</i> ОЦЕНКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЯХ..... | 78 |
| <i>Попов С.М., Шумикін С.О., Білоник І.М., Губар Є.Я.</i> АНАЛІЗ ХАРАКТЕРУ ЗНОШУВАННЯ І ВИЗНАЧЕННЯ ОСНОВНИХ КРИТЕРІЇВ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ СКРЕБКІВ БЕТОНОЗМІШУВАЧІВ | 84 |
| <i>Левчук С.А., Хмельницький А.А.</i> ЗАСТОСУВАННЯ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА ДЛЯ РОЗРАХУНКУ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПОЛОГИХ ОБОЛОНОК З ОТВОРАМИ | 93 |
| <i>Акимов Д.В., Грищак В.З., Гоменюк С.И., Чопоров С.В., Дегтярев А.В., Дегтяренко П.Г., Клименко Д.В., Ларионов И.Ф., Сиренко В.Н.</i> ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТОПЛИВНОГО БАКА ТРЕТЬЕЙ СТУПЕНИ РАКЕТОНОСИТЕЛЯ | 98 |

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

| | |
|--|-----|
| <i>Плескач В.М., Ольшанецький В.Ю.</i> ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ВИКОРИСТАННЯ КЕРАМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ | 106 |
| <i>Слинько Г.І., Цокотун П.В., Сухонос Р.Ф.</i> УМОВИ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ РОБОТОЗДАТНОСТІ РІВНЕМІРА РІДИНИ, ЩО ПРАЦЮЄ ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР | 108 |
| <i>Прочан В.В., Гуляєва Л.В.</i> ЩОДО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛІ «ЗАВІХРЮВАЧ» ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ДВИГУНА..... | 111 |
| <i>Джуган А.А., Ольшанецкий В.Е., Овчинников А.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕСФЕРИЧЕСКОЙ ФОРМОЙ ЧАСТИЦ ИЗ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК | 114 |

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 621.81.00.67:621.785.5

Д-р техн. наук Чейлях А. П.¹, Були С. А.², Мак-Мак Н. Е.¹, Звонарева М. И.²,
канд. техн. наук Чейлях Я. А.¹, канд. техн. наук Рябикина М. А.¹

¹ Приазовский государственный технический университет,
² ООО «МАГМА»; г. Мариуполь

АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ, МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ШЕСТЕРЕН РАЗНЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ

Цель работы. Изучение причин, характера разрушения, структурных, механических и эксплуатационных характеристик тяжелоагрессивных цементованных шестерен из стали 20Х2Н4А различных фирм-производителей для совершенствования технологии их производства и повышения работоспособности.

Для исследования причин разрушения были отобраны отработанные шестерни производства фирмы *Joy Global Inc.* («Joy») (США), ООО «МАГМА» и Ясиноватского машиностроительного завода («ЯМЗ») (Украина) тяжелоагрессивных редукторов горнопроходческих комбайнов, полностью вышедшие из строя, изготовленные из стали 20Х2Н4А после цементации и полного цикла термической обработки.

Методы исследования. Макроскопический (ГОСТ 10243-75) и микроскопический анализы, спектрографический и квантометрический анализ химического состава по глубине цементованного слоя, измерение твердости по Роквеллу (HRC), микротвердости по глубине слоя (ГОСТ 9450-76), испытания механических свойств на растяжение ГОСТ 1497-84, испытания износостойкости трением скольжения металл-металл.

Исследованы: характер разрушения, макроструктура, микроструктура шестерен, распределение углерода и микротвердость по глубине цементованного слоя. Проведены сравнительные испытания на изнашивание в условиях сухого трения скольжения.

Полученные результаты. Установлено, что причинами выкрашивания активных поверхностей зубьев тяжелоагрессивных шестерен горных машин явилась недостаточная прочность цементованного слоя на определенной глубине, а также экстремальные перегрузки элементов зацепления при эксплуатации. Распределение углерода по глубине цементованного слоя шестерен производства «МАГМА» в 1,5 раза превосходит таковое для деталей производства «Joy», что не исключает насыщение последних углеродом и азотом проведением нитроцементации. Микроструктура упрочненных слоев в шестернях производителей «Joy» и «МАГМА» состоит из мелкодисперсного мартенсита, карбидов и остаточного аустенита, соотношение этих фаз изменяется по глубине слоя согласно уменьшению содержания углерода. Механические свойства образцов стали 20Х2Н4А, вырезанных из шестерен указанных производителей, соответствуют требованиям ГОСТ 4353-71. Микроструктура шестерен производства «ЯМЗ» троосто-мартенситная при более крупном зерне (номер 4–5), что обусловило получение несколько меньшей твердости и относительной износостойкости. Наибольшей износостойкостью обладают образцы, вырезанные из шестерен производства «Joy» и «МАГМА», несколько меньшей – «ЯМЗ».

Научная новизна. На основе анализа повреждаемости определены причины выхода из строя шестерни тяжелоагрессивных зубчатых передач, работающих в сложных условиях эксплуатации разных производителей, проведены их сравнительные исследования и испытания свойств. Установлен характер изменения микроструктуры, распределения микротвердости в зависимости от концентрации углерода по толщине цементованного слоя шестерен.

Практическая ценность. Результаты исследований послужили научнообоснованными рекомендациями для совершенствования технологического процесса производства и упрочнения тяжелоагрессивных шестерен в условиях ООО «МАГМА» для повышения их эксплуатационных характеристик.

Ключевые слова: цементованный слой, мартенсит, остаточный метастабильный аустенит, карбиды, микроструктура, свойства, износостойкость.

Введение

Ответственными деталями горнодобывающих и строительных машин являются шестерни редукторов, которые при эксплуатации подвергаются интенсивному изнашиванию, контактно-усталостным и ударным нагрузкам, коррозионному разрушению [1–3]. Поломки и преждевременный выход из строя элементов зубчатых передач обуславливают значительные экономические затраты. Проведение ремонтных работ деталей горных машин осложняется необходимостью их извлечения из шахт и карьеров. Проблема надежности работы зубчатых передач связана с технологией их изготовления [4]. В машиностроении стандартной технологией упрочнения элементов зубчатых передач является цементация, предварительная и окончательная термическая обработка. Поэтому задача повышения качества упрочнения указанных деталей, надежности и долговечности работы оборудования является весьма актуальной, что связано с необходимостью совершенствования технологий обработок и поверхностного упрочнения.

Материал и методики исследований

Для исследования причин разрушения были отобраны отработанные шестерни и зубчатые колеса производства фирмы Joy Global Inc. («Joy») (США), ООО «МАГМА» и Ясиноватского машиностроительного завода («ЯМЗ»)¹ (Украина) тяжело нагруженных редукторов горнопроходческих комбайнов, полностью вышедшие из строя. Материалом исследования являлась сталь 20Х2Н4А (в масс. %: 0,17 С; 0,25 Si; 0,39 Mn; 1,33 Cr; 3,12 Ni; 0,022 W; 0,07 Mo; 0,01 Ti; 0,25 Cu; 0,016 S; 0,01 P). Компания «Joy» использует стали AISI 3316, близкие по химическому составу стали 20Х2Н4А.

Все отработанные шестерни подвергались внешнему осмотру, определялся химический состав стали. Макроструктуру шестерен изучали после шлифовки и травления 20% водным раствором азотной кислоты (HNO₃) невооруженным глазом или с помощью лупы при увеличении Ч10 (ГОСТ 10243-75). Изучение и фотографирование микроструктуры проводили на микроскопе «ММТ-14Ц» при увеличениях Ч100 (для определения глубины слоя и номера зерна) и Ч800 (для изучения микроструктуры цементованного слоя). Глубину последнего определяли следующими способами: по макроструктуре, микроструктуре и изменению микротвердости по сечению. Послойный химический анализ проводился на спектрометре Аргон-5СФ и на вакуумном квантометре «Spectrovac-1000» последовательной шлифовкой от поверхности цементованных образцов по направлению к сердцевине с шагом 0,2 мм.

Твердость определялась на приборе Роквелла с нагрузкой 1500 Н (HRC) и 600 Н (HRA) по ГОСТ 9013-59. Микротвердость измерялась на приборе NOVOTEST-МКВ1 по ГОСТ 9450-76.

¹ Далее в статье производители обозначены сокращенно: «Joy», «МАГМА» и «ЯМЗ»

Испытания на изнашивание проводились на машине МИ-1М по схеме испытуемый образец – ролик (контрольное тело) (рис. 1). Размеры образцов – 10×10×25 мм, время изнашивания между двумя взвешиваниями – 3 мин, общее время испытаний – 24 мин. Твердость стального закаленного ролика – 57 HRC, скорость вращения – 500 мин⁻¹ (линейная скорость в зоне трения составляет 1,31 м/с). В процессе изнашивания определялись потери массы образцов. Образцы взвешивались до и после испытания с погрешностью ± 0,0001 в соответствии с ГОСТ – 2764-88. Перед взвешиванием образцы тщательно протирались спиртом. Относительную износостойкость определяли по следующей формуле:

$$E = \frac{\Delta m_{\text{э}}}{\Delta m_{\text{обр}}}, \quad (1)$$

где $\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ – потери массы эталона и образца за одинаковое время изнашивания (24 мин). По результатам испытания строилась кривая изнашивания в координатах потеря массы – время изнашивания. В качестве эталона использовалась сталь 45 в отожженном состоянии с твердостью 160–180 НВ.

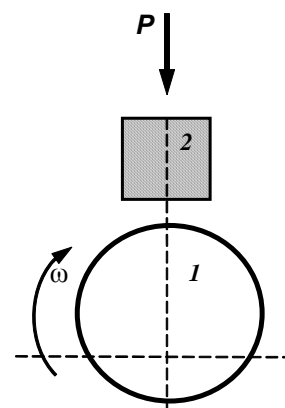


Рис. 1. Схема испытаний образцов при трении скольжении на машине МИ-1М:

1 – контрольное тело (ролик), 2 – образец

Результаты исследования и анализ полученных результатов

При внешнем осмотре отработанных и разрушенных шестерен на торцевой поверхности зубьев обнаружены ямки выкрашивания (рис. 2). Внешний вид излома зубьев не имеет усталостного рельефа, что свидетельствует об одномоментном акте разрушения. Известно [5], что основными видами разрушений зубьев цементованных шестерен являются усталостное разрушение зуба при изгибе, окислительный износ контактирующих поверхностей, деформация и выработка зубьев. Во всех случаях разрушение носит постепенный характер. Поверхность разрушения зубьев исследованных шестерен существенно отличается от рассмотренных видов наличием грубых «вырывов» кусоч-

ков металла зубьев. Трещин и сколов вокруг мест разрушения не наблюдается. Причиной таких повреждений тяжело нагруженных зубчатых передач могут быть значительные радиально-осевые смещения и перекосы шестерен во время работы редуктора [5]. При этом в наименьшей степени разрушению подвержены детали производства «Joy» и в большей степени – шестерни украинских производителей. Это может быть объяснено современным уровнем и культурой технологии производства известной фирмы «Joy», высокой точностью и качеством.

Исследование макроструктуры показало, что в поперечных макрошлифах шестерен всех производителей отсутствуют усадочная раковина и рыхлость, пузыри, трещины, шлаковые включения, флокены, что соответствует требованиям п. 2.17 ГОСТ 4543-71. На рис. 3 представлены фотографии макроструктуры зубьев шестерен, стрелками указаны направления изучения микроструктуры и измерения микротвердости. Видно, что на поверхности зуба шестерни производства «Joy» упрочненный слой сохранен, а в зубьях шестерен «ЯМЗ» он практически отсутствует.



Рис. 2. Отработанные и сильно поврежденные фрагменты зубьев шестерен $\times 1/2$

Изменение концентрации углерода по глубине цементованного слоя образцов, вырезанных из нерабочей части шестерен производства «МАГМА» и «Joy», приведено на рис. 4.

После цементации в условиях «МАГМА» концентрация углерода на поверхности нерабочей части деталей достигает 1,35 % и плавно снижается до 0,52 % на глубине 1,4 мм. Содержание углерода в науглероженном слое шестерен производства «Joy» существенно ниже: 0,6 % С на поверхности и 0,3 % С на глубине 1,4 мм. Это можно объяснить механической обработкой (шлифованием) цементованных поверхностей шестерен либо применением нитроцементации, при которой насыщение поверхности производится одновременно азотом и углеродом. Следует заметить, что при использовании цементации оптимальная концентрация углерода на поверхности зубьев согласно [6] должна составлять в среднем 0,8–1,1 %, а для зубчатых колес, работающих при высоких контактных нагрузках и подвергающихся значительному износу, содержание углерода целесообразно повысить до 1,1–1,4 %.

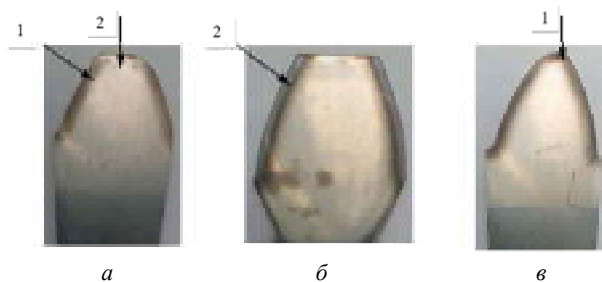


Рис. 3. Макроструктура зубьев (поперечное сечение) и схема измерения микротвердости отработанных зубьев цементованных шестерен производства: а – «ЯМЗ», б – «МАГМА», в – «Joy»

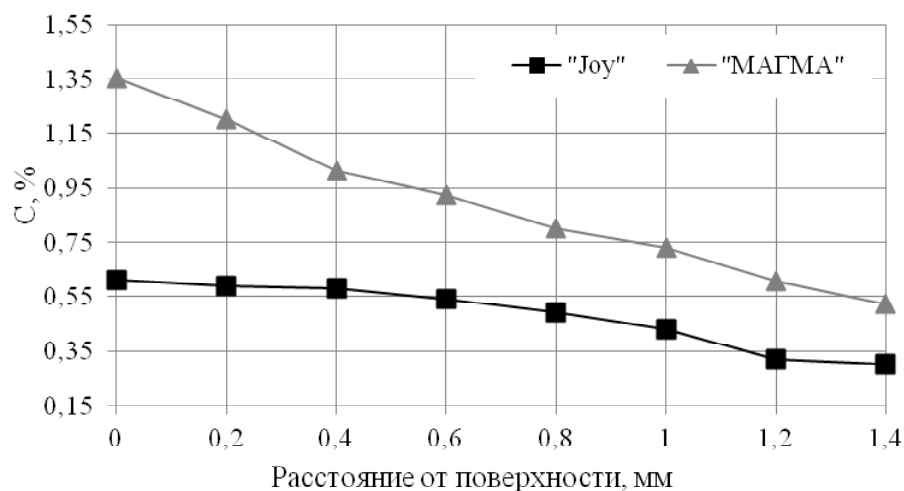


Рис. 4. Изменение содержания углерода по глубине цементованного слоя образцов, вырезанных из нерабочей части шестерен производства «МАГМА» и «Joy»

Анализ химического состава исследованных деталей различных производителей, приведенных в таблице 1, показал следующее. Состав материала шестерен «Юу» по содержанию основных легирующих элементов – хрома, никеля, марганца, кремния, меди, а также сопутствующих элементов и примесей (Мо, V, Ti) в целом соответствует марке цементованной стали 12Х2Н4А. Материал производителей «МАГМА» и «ЯМЗ» по химическому составу отвечает требованиям ГОСТ4543-71 для марок стали 20Х2Н4А и 12Х12Н4А, соответственно.

Содержание углерода на поверхности цементованных деталей «Юу» и «ЯМЗ» составляет 0,63–0,64 % и несколько выше – 0,82 % (местами до 0,97 %) у деталей производства «МАГМА» после шлифовки. Это значительно ниже, чем достигается при цементации (1,2–1,35 %), что объясняется механической обработкой (шлифованием) исследованных поверхностей.

Микроструктура образцов, вырезанных из шестерен производства «ЯМЗ» в направлениях перпендикулярно вершине зуба (1) и поверхности изнашивания (2) (см. рис. 3а), представляет собой троосто-мартенситную (Т+М) смесь, карбиды (К) и остаточный аустенит ($A_{ост}$) (рис. 5). Микротвердость изменяется от 623 HV на поверхности до 523 HV на глубине 1,4 мм в направлении (2) и от 404 до 346 HV на глубине 2,7 мм в направлении (1). Следует отметить, что в процессе эксплуатации цементованный слой в направлении, перпендикулярном поверхности вершины зуба шестерни, стал заметно тоньше, что видно на рис. 3а.

На поверхности зубьев отработанных шестерен производства «МАГМА» и «Юу» наблюдается микроструктура, которая представляет собой мелкодисперсный мартенсит, карбиды и небольшое количество остаточного аустенита, градиентно изменяющаяся от поверхности к сердцевине (рис. 6–7). На фотографиях микроструктуры указаны соответствующие глубина слоя (мм) и микротвердость (МПа). Авторы [7, 8] считают, что присутствие в поверхностных слоях остаточного аустенита в количестве 30–50 % повышает ударную вязкость и трещиностойкость зубчатых передач.

В шестернях производства «ЯМЗ» в направлении (1) (перпендикулярно торцевой поверхности зуба) уп-

роченный слой практически полностью отсутствует, а микротвердость на глубине 0,2 мм составила всего 404 HV. Микротвердость шестерни производства «Юу» в этом же направлении на глубине 0,1 мм составила 720 HV, а на глубине 0,2 мм – 655 HV (рис. 7).

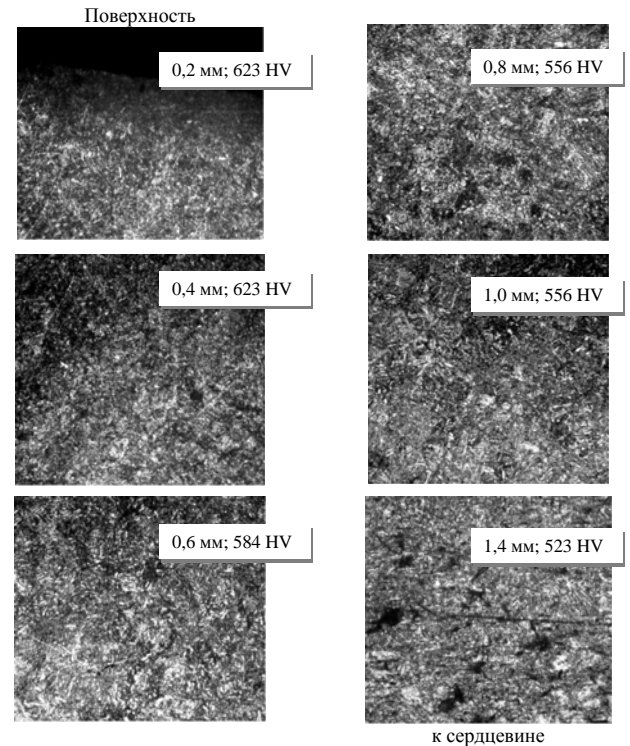


Рис. 5. Панорама микроструктуры и изменения микротвердости от поверхности по глубине цементованного слоя зуба шестерни («ЯМЗ») после эксплуатации в направлении (2) (см. рис. 3а)

В направлении (2) (перпендикулярно рабочей поверхности зуба) на глубине 0,2 мм микротвердость шестерен производства «ЯМЗ» и «Магма» примерно одинакова и равна ~620 HV (рис. 5, 6).

В таблице 2 представлены результаты количественной оценки глубины цементованного слоя и номера зерна микроструктуры

Таблица 1 – Химический состав материала цементованных деталей различных производителей

| Производитель | Место определения | Содержание элементов, масс. % | | | | | | | | |
|------------------------|-------------------|-------------------------------|------|------|------|------|------|------|--------|--------|
| | | C | Cr | Ni | Mn | Si | Cu | Mo | V | Ti |
| «МАГМА» (зуб шестерни) | Основной металл | 0,18 | 1,32 | 3,29 | 0,38 | 0,29 | 0,21 | 0,12 | 0,006 | 0,017 |
| | Поверхность | 0,82 | 1,32 | 3,24 | 0,39 | 0,29 | 0,21 | 0,12 | 0,0025 | 0,017 |
| «Юу» | Основной металл | 0,10 | 1,65 | 3,37 | 0,47 | 0,27 | 0,08 | 0,07 | 0,047 | 0,001 |
| | Поверхность | 0,64 | 1,65 | 3,37 | 0,47 | 0,27 | 0,08 | 0,07 | 0,047 | 0,001 |
| «ЯМЗ» | Основной металл | 0,13 | 1,58 | 3,48 | 0,57 | 0,25 | 0,25 | 0,36 | 0,004 | 0,0015 |
| | Поверхность | 0,63 | 1,58 | 3,48 | 0,57 | 0,25 | 0,25 | 0,36 | 0,004 | 0,0015 |

Примечание: содержание серы $\leq 0,018$ %; фосфора $\leq 0,013$ %.

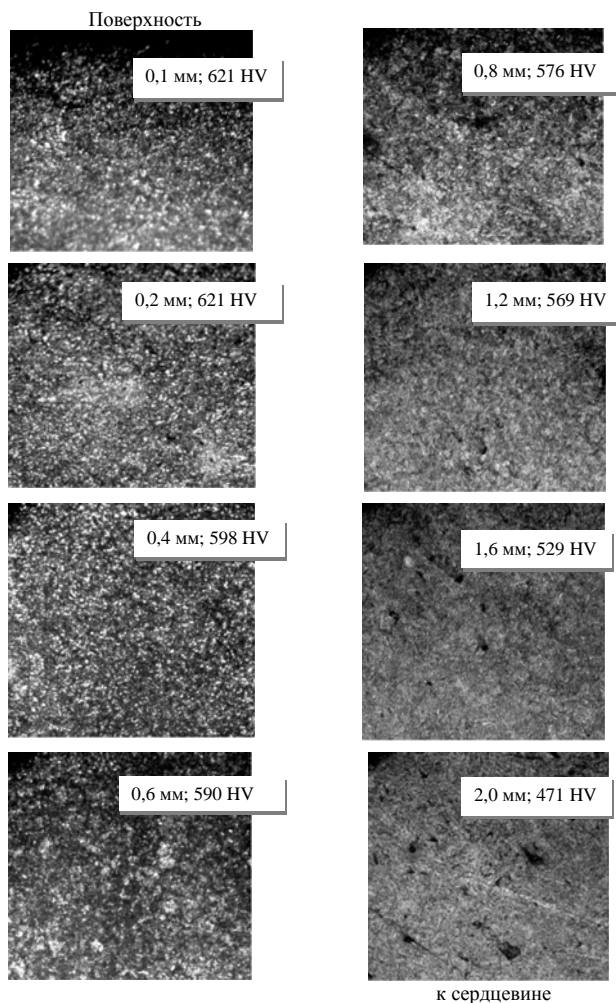


Рис. 6. Панорама микроструктуры и изменение микро- твердости от поверхности по глубине цементованного слоя зуба шестерни «МАГМА» в направлении (2) (см. рис. 3б)

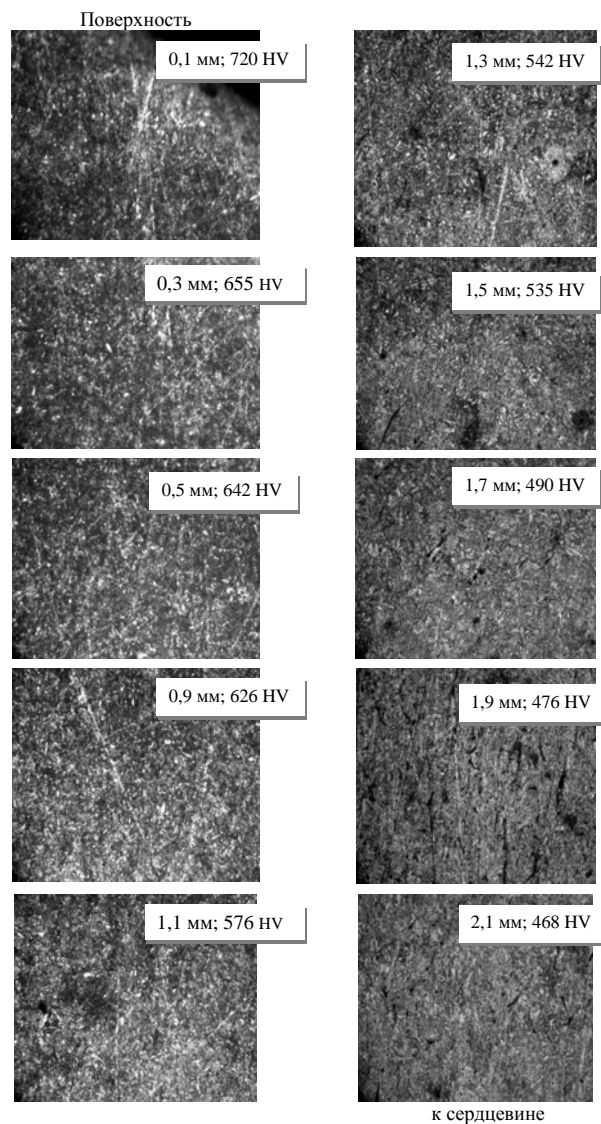


Рис. 7. Панорама микроструктуры и изменения микро- твердости от поверхности по глубине цементованного слоя зуба шестерни фирмы «Joy» в направлении (1) (см. рис. 3в)

Таблица 2 – Глубина цементованного слоя и номер зерна исследованных образцов

| Производитель шестерен из сталей (12-20)X2H4A | Глубина цементации, мм | Номер зерна | |
|---|------------------------|-------------|----------|
| | | верх зуба | низ зуба |
| «ЯМЗ» | 2,1 | 4-5 | 4-3 |
| «Joy» | 1,6 | 6-7 | 6 |
| «МАГМА» | 2,1 | 6-7 | 6-7 |

Из таблицы следует, что микроструктура шестерен производства «МАГМА» и «Joy» характеризуется сопоставимым номером зерна ~ 6–7, в то время как в шестернях производства «ЯМЗ» зерно крупнее ~ 4–5. При этом в основании зубьев последних и, очевидно, в теле шестерни номер зерна ~ 4–3. Укрупнение размеров структурных составляющих в направлении сердцевины отрицательно сказывается на ударной вязкости и увеличивает опасность хрупкого разрушения шестерен при эксплуатации. Авторы [9] считают, что размер зерна в цементованном слое высоконагруженных транс-

миссий должен быть регламентирован 8–11 номерами, что способствует повышению пластических и вязкостных свойств цементованного слоя при достаточно высокой его твердости.

Распределение микротвердости по глубине слоя исследованных сталей после цементации и последующей термообработки представлено на рис. 8. Как видно, максимальной твердостью упрочненного слоя (720 HV) обладают шестерни фирмы «Joy», а микротвердость шестерен отечественных производителей на ~ 100 HV ниже. На глубине цементованного слоя ~ 1 мм

микротвердость всех исследованных образцов становится примерно одинаковой и равной 550–570 HV. Эффективная толщина упрочненного слоя $h_{эф.}$ (твердость ≥ 51 HRC) в исследованных сталях составляет $\sim 1,6$ мм. Рекомендуемая твердость сердцевины – 33–45 HRC [6], что в целом соответствует твердости рассматриваемых деталей.

В табл. 3 представлен сравнительный анализ механических свойств материала шестерен различных производителей.

Как видно из таблицы, шестерни производства «МАГМА» и «Ю» обладают близкими механическими свойствами к требованиям ГОСТ 4353-71, превосходя шестерни производства «ЯМЗ» по прочности, но уступают им по величине ударной вязкости. Эти показатели механических свойств соответствуют микроструктуре сердцевины низкоуглеродистого мартенсита (или троосто-мартенсита) с небольшим количеством ферритной составляющей, полученной при окончательной термической обработке деталей – закалке с 800–830 °С в масло и отпуску 160–180 °С.

Шестерни производства «Ю» и «ЯМЗ» характеризуются достаточно высокими показателями относительной износостойкости ($\varepsilon \sim 1,2$ и $1,4$ соответственно) и несколько большей - материал шестерен производства «МАГМА» ($\varepsilon = 1,5$). Однако после сошлифовки слоя чрезмерно большей, чем 0,4 мм толщины износостойкость заметно снижается, что необходимо учитывать при корректировке технологического режима окончательной механической обработки.

Выводы

1. Причинами отказа в работе и разрушения тяжело нагруженных шестерен горных машин являются не усталостный характер разрушения, а недостаточная прочность цементованного слоя на определенной глубине, а также может быть и в определяющей степени – экстремальные (и запредельные, осевые) перегрузки деталей в процессе эксплуатации. Распределение углерода по глубине цементованного слоя шестерен производства «МАГМА» в 1,5 раза превосходит таковое для деталей производства «Ю», что не исключает насыщение последних углеродом и азотом проведением нитроцементации.

2. Микроструктура цементованных слоев в шестернях производителей «Ю» и «МАГМА» состоит из мартенсита, карбидов и остаточного аустенита с номером зерна – 6–7, а производства «ЯМЗ» – троосто-мартенсита при более крупном зерне – номеров 4–5 и изменяется по глубине слоя согласно уменьшению содержания углерода.

3. Детали производства «Ю» и «МАГМА» по механическим свойствам соответствуют требованиям ГОСТ 4353-71, а производства «ЯМЗ» свойства несколько ниже.

4. Наиболее высокой относительной износостойкостью в условиях сухого трения скольжения обладают шестерни производства «МАГМА» ($\varepsilon = 1,5$) и «Ю» ($\varepsilon = 1,4$) и несколько меньшей – «ЯМЗ» ($\varepsilon = 1,2$). Целесообразно с осторожностью относиться к корректировке режима окончательной шлифовки на минимальную ($\leq 0,4$ мм) толщину.

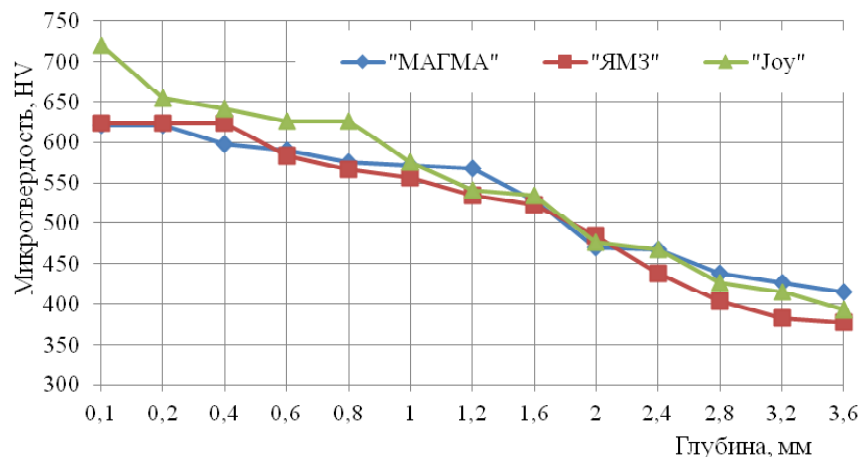


Рис. 8. Распределение микротвердости по глубине цементованного слоя исследованных шестерен

Таблица 3 – Сравнительная характеристики механических свойств материала шестерен ((12-20)X2H4A) разных производителей

| Производитель шестерен | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | Ψ , % | KCU, Дж/см ² | ε | HRC поверхн. | HRC сердцев. |
|------------------------|----------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|---------------|--------------|--------------|
| «Ю» | 913 | 1082 | 14 | 57 | 72-104 | 1,4 | 62 | 46 |
| «МАГМА» | 914 | 1070 | 18 | 47 | 88 | 1,5 | 57 | 45 |
| «ЯМЗ» | 890 | 990 | 14 | 64 | 95 | 1,2 | 56 | 41 |
| ГОСТ 4353-71 | ≥ 930 | ≥ 1130 | ≥ 10 | ≥ 50 | ≥ 88 | - | 56-63 | 33-45 |

5. В целом, по характеру изменения микроструктуры и микротвердости по толщине цементованного слоя, шестерни производства «МАГМА» в большей степени соответствуют американскому аналогу фирмы «Юу», что характеризует высокое качество производства.

Список литературы

1. Гаркунов Д. Н. Триботехника / Д. Н. Гаркунов. – М. : Машиностроение, 1989. – 328 с.
2. Основные направления развития поверхностного упрочнения зубчатых колес / [Б. А. Ляшенко, Э. К. Посвятенко, С. А. Довжук, Ф. Й. Златопольский] // Техніка в сільськогосподарському виробництві, галузеве машинобудування, автоматизація. – 2011. – № 24. – С. 8–12.
3. Уманский В. Б. Упрочнение деталей металлургического оборудования / В. Б. Уманский, А. А. Костенко, Ю. Т. Худик. – М. : Металлургия, 1991. – 176 с.
4. Зинченко В. М. Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки / Зинченко В. М. – М. : Изд-во МГТУ, 2001. – 303 с.
5. Межгосударственный стандарт (проект, первая редакция) Колеса зубчатые виды поврежденных. Классификация и описание. 87 с. – Режим доступа: <https://eam.su/3-6-povrezhdeniya-zubchatyx-peredach.html>
6. Калашников А. С. Современные методы обработки зубчатых колес / А. С. Калашников, Ю. А. Моргунов, П. А. Калашников. – М. : Издательский дом «Спектр», 2012. – 238 с.
7. Счастливец В. М. Остаточный аустенит в легированных сталях / В. М. Счастливец, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина. – Екатеринбург, 2014. – 236 с.
8. Сагарадзе В. С. Повышение надежности цементуемых деталей / Сагарадзе В. С. – М. : Машиностроение, 1975. – 216 с.
9. Руденко С. П. Структурные особенности экономнолегированной стали 20ХГНМБ после химико-термического упрочнения / С. П. Руденко, А. А. Шипко, А. Л. Валько // Литье и металлургия. – №2 (75). – 2014. – С. 86–90.

Одержано 01.12.2018

Чейлях О.П., Булі С.А., Мак-Мак Н.С., Звонарьова М.І., Чейлях Я.О., Рябікіна М.А. Аналіз руйнування, микроструктури і властивостей важконавантажених шестерень різних виробників

Мета роботи: вивчення причин, характеру руйнування, структурних, механічних і експлуатаційних характеристик важконавантажених цементованих шестерень зі сталі 20Х2Н4А різних фірм-виробників для вдосконалення технології їх виробництва і підвищення працездатності.

Для дослідження причин руйнування були відібрані відпрацьовані шестерні виробництва фірми Joy Global Inc. («Юу») (США), ТОВ «МАГМА» і Ясинуватського машинобудівного заводу («ЯМЗ») (Україна) важконавантажених редукторів гірничопрохідницьких комбайнів, які повністю вийшли з ладу, виготовлені зі сталі 20Х2Н4А після цементації і повного циклу термічної обробки.

Методи дослідження. Макроскопічний (ГОСТ10243-75) і мікроскопічний аналізи, спектрографічний і квантометричний аналіз хімічного складу по глибині цементованого шару, вимірювання твердості за Роквеллом (HRC), микротвердості по глибині шару (ГОСТ9450-76), випробування механічних властивостей на розтягнення ГОСТ 1497- 84, випробування зносостійкості тертям ковзання метал-метал.

Досліджено характер руйнування, макроструктура, микроструктура шестерень, розподіл вуглецю і микротвердість по глибині цементованого шару. Проведено порівняльні випробування на зношування в умовах сухого тертя ковзання.

Одержані результати. Встановлено, що причинами викришування активних поверхонь зубів важконавантажених шестерень гірничних машин з'явилася недостатня міцність цементованого шару на певній глибині, а також екстремальні перевантаження елементів зачеплення при експлуатації. Розподіл вуглецю по глибині цементованого шару шестерень виробництва «МАГМА» в 1,5 рази перевищує таку ж концентрацію для деталей виробництва «Юу», що не виключає насичення останніх вуглецем і азотом проведенням нітроцементації. Микроструктура зміцнених шарів в шестернях виробників «Юу» і «МАГМА» складається з дрібнодисперсного мартенситу, карбідів і залишкового аустеніту, співвідношення цих фаз змінюється по глибині шару відповідно до зменшення вмісту вуглецю. Механічні властивості зразків сталі 20Х2Н4А, вирізаних з шестерень зазначених виробників, відповідають вимогам ГОСТ 4353-71. Микроструктура шестерень виробництва «ЯМЗ» троостит-мартенситна при більшому зерні (номер 4–5), що зумовило отримання дещо меншої твердості і відносної зносостійкості. Найбільшу зносостійкість мають зразки, вирізані з шестерень виробництва «Юу» і «МАГМА», дещо меншу – «ЯМЗ».

Наукова новизна. На основі аналізу пошкоджуваності визначені причини виходу з ладу шестерень важконавантажених зубчастих передач різних виробників, що працюють у складних умовах експлуатації, проведені їх порівняльні дослідження і випробування властивостей. Встановлено характер зміни микроструктури, розподілу микротвердості залежно від концентрації вуглецю по товщині цементованого шару шестерень.

Практична цінність. Результати досліджень послужили науково-обґрунтованими рекомендаціями для вдосконалення технологічного процесу виробництва і зміцнення важконавантажених шестерень в умовах ТОВ «МАГМА» для підвищення їх експлуатаційних характеристик.

Ключові слова: цементований шар, мартенсит, залишковий метастабільний аустеніт, карбіди, микроструктура, властивості, зносостійкість.

Cheiliakh O., Buli S., Mak-Mak N., Zvonaryova M., Cheiliakh Ya., Ryabikina M. Analysis of destruction, microstructure and properties hard loaded gears of different manufacturers

Purpose. To study the causes, nature of destruction, structural, mechanical and operational characteristics of heavily loaded cemented gears from steel 20X2H4A with chemical composition (%): 0,17 C; 0,25 Si; 0,39 Mn; 1,33 Cr; 3,12 Ni; 0,022 W; 0,07 Mo; 0,01 Ti; 0,25 Cu; 0,016 S; 0,01 P of various manufacturers to improve the technology of their production and improve performance.

To investigate the causes of destruction, worn-out gears manufactured by Joy Global Inc. were selected. ("Joy") (USA), Machine-Building Enterprise "MAGMA" and Yasinovatsky Machine-Building Plant ("YaMZ") (Ukraine) of heavy-duty gearboxes of mining tunnel combines, completely out of order, made of 20X2H4A steel after cementation and a full heat treatment cycle.

Research methods. Macroscopic (GOST 10243-75) and microscopic analyzes, spectrographic and quantitative analysis of the chemical composition of the cemented layer depth, measurement of Rockwell hardness (HRC), microhardness of the layer depth (GOST 9450-76), tensile testing of mechanical properties GOST 1497-84, metal-to-metal friction wear resistance tests.

The nature of destruction, the macrostructure, the microstructure of gears, the distribution of carbon, and the microhardness over the depth of the cemented layer was investigated. Comparative wear tests under conditions of dry sliding friction were carried out.

Obtained results. It was established that the causes of chipping of the active surfaces of the teeth of the heavily loaded gears of mining machines were the insufficient strength of the cemented layer at a certain depth, as well as extreme overloading of the elements of the engagement during operation. The carbon distribution in the depth of the cemented layer of gears produced by "MAGMA" is 1,5 times higher than that for parts produced by "Joy", which does not exclude the latter being saturated with carbon and nitrogen by carbonitriding. The microstructure of the hardened layers in the gears of the manufacturers "Joy" and "MAGMA" consists of finely dispersed martensite, carbides and residual austenite, the ratio of these phases varies with the depth of the layer according to the decrease in carbon content. The mechanical properties of steel samples 20X2H4A, cut from the gears of the specified manufacturers, comply with the requirements of GOST 4353-71. The microstructure of gears produced by "YaMZ" is troostomartensitic with larger grains (number 4-5), which resulted in a somewhat lower hardness and relative wear resistance. Samples cut from the gears of the production "Joy" and "MAGMA" have the highest wear resistance, a little less – "YaMZ".

Scientific novelty. Based on the analysis of damage, the causes of failure of heavily loaded gears, operating in difficult operating conditions of different manufacturers, are determined, their comparative studies and testing properties are carried out. The nature of changes in the microstructure, the distribution of microhardness depending on the concentration of carbon in the thickness of the cemented layer of gears.

Practical value. The research results served as scientifically based recommendations for the improvement of the technological process of production and the hardening of heavily loaded gears in "MAGMA" to improve their performance.

Key words: cemented layer, martensite, residual metastable austenite, carbides, microstructure, properties, wear resistance.

СУЧАСНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ПІТІНГОВУ КОРОЗІЮ КОРОЗІЙНОТРИВКИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ

Мета роботи. Проаналізувати, систематизувати та узагальнити сучасні уявлення про пітингову корозію корозійнотривких сталей і сплавів у хлоридовмісних середовищах.

Методи досліджень. Аналіз літературних даних з метою роботи, порівняльний аналіз, метод експертних оцінок.

Отримані результати. Встановлено, що метастабільні і стабільні пітинги, в основному, зароджуються та розвиваються в околі включень, які є в складі сталей і сплавів. Їх природа та розмір безпосередньо впливають на пітинготривкість цих конструкційних матеріалів. До того ж метастабільні пітинги суттєво впливають на інтенсивність підростання стабільних внаслідок перерозподілу анодних струмів між ними. При цьому, що чим вони більші та вища їх кількість на поверхні сталі або сплаву, то нижче анодні струми в стабільних пітингах та швидкість їх підростання. Доведено, що в пітингах метал розчиняється селективно. Внаслідок цього в їх околі протікає твердо фазна дифузія основних компонентів сплаву, що приводить до збагачення поверхні метастабільних пітингів хромом, а стабільних залізом. Через це метастабільні пітинги репасивуються, а стабільні підростають внаслідок утворення дефектів структури. Враховуючи характерні особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітингах, їх ідентифікують за коефіцієнтом селективного розчинення Cr із пітингів. Зокрема, якщо він менший за одиницю, то сталь або сплав пітингує з утворенням стабільних пітингів, а якщо більший, то метастабільних. Виявлено, що хімічний склад сталей і сплавів також визначає їх пітинготривкість у хлоридовмісних середовищах. При цьому найсуттєвіше на неї впливають Cr, Mo, N. Позитивний вплив Cr і Mo на пітинготривкість корозійнотривких сталей і сплавів пов'язують зі змішаними оксидними плівками, які ці хімічні елементи утворюють на їх поверхні. Разом з тим, є дані, що фосфор сприяє сегрегації атомів Mo і Cr до оксидної плівки і, отже, сприяє росту пітинготривкості цих конструкційних матеріалів у хлоридовмісних середовищах. Водночас Cr сприяє збільшенню розчинності нітрогену в твердому розчині аустеніту, що призводить до утворення в пітингах комплексу аміаку, який знижує рН корозивного середовища в пітингах, через що вони репасивуються.

Наукова новизна. Метастабільні пітинги зароджуються та розвиваються до їх репасивації, коли катодна реакція в їх околі на поверхні сталі або сплаву протікає за кисневої деполаризації, а стабільні – за кисневої та водневої на її поверхні внаслідок гідратації, розчинених компонентів сплаву в продуктах корозії.

Практична цінність. Підприємства, які виробляють теплообмінне обладнання, що працює в хлоридовмісних оборотних водах, можуть вибирати оптимальні за пітинготривкістю корозійнотривкі сталі і сплави та прогнозувати їх корозійну поведінку.

Ключові слова: пітингова корозія, селективне розчинення металів, твердофазна дифузія атомів, оборотні хлоридовмісні води, сплав, теплообмінники.

Пітингова корозія є надзвичайно небезпечним видом хімічного руйнування сплавів. Адже ці корозійні руйнування виводять із експлуатації обладнання впродовж нетривалого періоду [1–7]. За певних умов, цим видам корозійного руйнування піддаються всі конструкційні матеріали незалежно від їх корозійної тривкості.

Корозійнотривкі сталі аустенітного класу (КСА) найчастіше застосовують як конструкційний матеріал у виробництві ємнісної, теплообмінної апаратури та реакторів на швидких нейронах.

Міцність КСА збільшують, додаючи до їх складу нітроген. До того ж він сприяє зростанню пітинготривкості КСА у хлоридовмісних середовищах.

Механізми, які запропоновано для поліпшення па-

сивної стабільності плівок внаслідок легування КСА нітрогеном включають:

- утворення іонів амонію [8–10] або нітрат (нітрит) іонів [8–12];
- сегрегацію нітрогену за анодного розчинення поверхні [12–16];
- формування Cr-N на поверхні [17];
- утворення комплексу аміаку або NO [18] та солі амонію [12, 18, 19].

Вважають [20], що позитивний ефект нітрогену зумовлений інгібувальним впливом на анодне розчинення сталі. У початкових дослідженнях японські вчені передбачали [8], що нітроген збільшує тривкість корозійнотривких сталей до пітингової корозії, утворюючи аміак,

який підвищує рН на поверхні КСА або нітрат-іони, які стабілізують пасивні плівки. Дослідження [21] виявили наявність нітратів на поверхні КСА в хлоридовмісних розчинах. Взагалі сталі, леговані нітрогеном, мають високу пітінготривкість у хлоридовмісних середовищах, що зумовлено утворенням NH_4^+ у пітінгах.

Раніше [22–25] повідомляли, що нітрат-іони стабілізують пасивну плівку, попереджаючи адсорбцію хлоридів і збільшуючи тривкість КСА до пітінгової корозії в хлоридовмісних середовищах. У багатьох працях [26–28] передбачають синергетичний ефект нітрогену з молібденом, де Мо бере участь у депротонуванні гідрооксидів. Це сприяє збільшенню кисню у внутрішніх шарах пасивних плівок і зростанню активності протонів [30] на поверхні плівок, що сприяє утворенню іонів амонію.

Відомо [28], що синергетичне збільшення пітінготривкості Мо і N зумовлено накопиченням Мо, Ni і Cr на поверхні металу в пітінгу, що знижує швидкість корозії, а утворення NH_4^+ сприяє репасивації пітінгів. Очевидно, що виявлене [28] накопичення Мо, Ni і Cr на поверхні пітінгів зумовлено селективним розчиненням металів на їх поверхні.

Вважають [29, 30], що особливості селективного розчинення металів зі сталей і сплавів пов'язано з термодинамічними властивостями сукупності атомів, що в їх складі. До того ж у сплавах з високим вмістом електропозитивного металу спостерігають селективне розчинення електровід'ємного компонента. Це сприяє накопиченню електропозитивного металу на поверхні сплаву, що може сприяти його твердофазній дифузії від поверхні в об'єм [31]. Крім того, розчинення твердих розчинів із високим вмістом електровід'ємного компонента супроводжується реорганізацією поверхні шляхом твердофазної дифузії [32]. Разом з тим, у дослідженнях [29, 33, 34] встановлено, що селективне розчинення металів зі сплавів, що сприяє їх твердофазній дифузії в поверхневих шарах, характеризується критичними потенціалами, за яких суттєво змінюється їх корозійна тривкість. До того ж за потенціалів сплаву, що перевищують критичні, спостерігають реорганізацію поверхневих шарів з утворенням пор, корозійних тунелів та виразок, що викликає зростання їх дефектності і зниження корозійної тривкості. Це пов'язують із тамманівськими концентраційними межами [35]. При цьому концентраційні межі тривкості в сплавах пов'язують із впливом природи окисника і кінетики його відновлення.

Сплави Fe-Cr і Fe-Ni, які є основою корозійнотривких сталей і сплавів, в активному стані розчиняються селективно [32, 36, 37]. Водночас вважають, що селективне розчинення Fe-Cr протікає на початковій стадії. При цьому, за даними праці [38], менш термодинамічно тривкі компоненти сплаву (C і Mn), ніж Fe, розчиняються селективно і пришвидшують його розчинення. Водночас Mo, Ni та Cu, які термодинамічно тривкіші, ніж Fe, накопичуються на поверхні сплаву та уповільнюють розчинення Fe. Слід відзначити, що іонізація електровід'ємного хімічного елемента на поверхні сплаву

сприяє зародженню нерівноважних вакансій, які дифундують у його об'єм, де коагулюють і утворюють пори. Дефекти структури аустеніту, утворені внаслідок твердофазної дифузії, пришвидшують анодне розчинення сталей і сплавів.

Підсумовуючи особливості анодного розчинення сплавів на основі Fe-Cr, Fe-Ni можна зробити висновок, що йому притаманний селективний механізм. Такий механізм розчинення металів також виявлено в пітінгах на поверхні пластин теплообмінника, який піддався пітінгуванню в оборотній хлоридовмісній воді [39]. Дослідження характерних особливостей селективного розчинення металів із пітінгів на поверхні сталей і сплавів уможливило встановити механізми їх пітінгування в хлоридовмісних середовищах. Зокрема, механізми пітінгування корозійнотривких сталей AISI304, 08X18H10, AISI321, 12X18H10T і сплаву 06XH28MДТ в модельних оборотних водах, які ґрунтуються на характерних особливостях селективного розчинення металів із пітінгів, встановлено в працях [40–49].

Зокрема, в працях [40–62] встановлено селективний характер розчинення основних компонентів (Cr, Ni, Fe) із пітінгів на поверхні корозійнотривких сталей 08X10H10, AISI 321, AISI 316 і сплаву 06XH28MДТ в оборотних хлоридовмісних водах. Разом з тим, виявлено [39, 41–46, 48, 49], що в модельних оборотних водах, де сталь або сплав пітінгує з утворенням стабільних пітінгів, їх поверхневі шари збагачуються Cr та збіднюються Fe і Ni. Це може сприяти твердофазній дифузії атомів Fe і Ni в об'єм сталі, а Cr – у протилежному напрямку. Через це поверхневий шар сталі в стабільних пітінгах, зазнавши корозійних втрат ΔCr , ΔFe , ΔNi , реорганізується. Це може сприяти твердофазній дифузії атомів Fe із об'єму сталі до поверхні стабільних пітінгів, а Cr – у протилежному напрямку. Дифузія атомів Fe до поверхні стабільних пітінгів призводить до зародження пор і корозійних каналів під ними, пришвидшуючи їх підростання. У метастабільних пітінгах Cr дифундує із об'єму сталі до їх поверхні. Внаслідок зустрічної дифузії атомів Cr і кисню до поверхні метастабільних пітінгів на їх поверхні утворюється щільна оксидна плівка і вони репасивуються. Водночас у цих працях показано, що в модельних оборотних водах, де сталь або сплав пітінгує з утворенням метастабільних пітінгів, продукти корозії у них, в основному, складаються з іонів Cr і Ni, а, де з утворенням стабільних – із іонів Fe і Ni. Збільшення кількості іонів заліза у стабільних пітінгах на поверхні сталі сприяє їх інтенсивному підростанню, тому що Fe є основним компонентом сталі.

У працях [41, 43, 45, 48, 49] запропоновано метастабільні і стабільні пітінги ідентифікувати за коефіцієнтом селективного розчинення Cr із них. Зокрема, якщо цей коефіцієнт менший за одиницю, то сталь або сплав пітінгують з утворенням стабільних пітінгів, а якщо більший – метастабільних. Цей критерій має фізичну суть та на відміну від ідентифікації пітінгів за геометричною ознакою [63] практично не має недоліків, ос-

кільки не залежить від марки сталі або сплаву їх хімічного складу і структури. Разом з тим, встановлено [51, 57–62], що в метастабільних пітінгах на поверхні сплаву 06ХН28МДТ Cr і Мо сприяють росту ΔCr і ΔNi з їх поверхні. При цьому зі збільшенням у сплаві вмісту Si ΔCr із метастабільних пітінгів звужуються, а зі стабільних зростають. До того ж слід відзначити, що Cr і Мо у сплаві пришвидшують ΔFe зі стабільних пітінгів, а Mn прискорює розчинення заліза в метастабільних та «гальмує» в стабільних. Таким чином Cr і Мо прискорюють підростання стабільних пітінгів, що пов'язано з репасацією метастабільних, а Mn – знижує, оскільки сприяє зростанню розчинності N у твердому розчині аустеніту. При цьому N збільшує рН середовища в пітінгах, що знижує інтенсивність їх підростання включення у сплав 06ХН28МДТ та сталей AISI 304, AISI 321 впливають на їх пітінгування в модельних оборотних водах, оскільки в їх околі зароджуються метастабільні і стабільні пітінги, протікає твердофазна дифузія хімічних елементів дефектами структури аустеніту та перерозподіляються анодні струми між пітінгами, що може пришвидшувати або знижувати інтенсивність підростання пітінгів [41, 42, 44, 46, 52–62]. У працях [40–42, 46, 50, 52–54] встановлено, що ΔFe сталі AISI 321 зі стабільних пітінгів знижується збільшенням у ній вмісту Cr, розмірів оксидів та зменшенням розмірів нітридів титану і середнього діаметру зерна аустеніту. Водночас виявлено, що вплив цих параметрів сталі на ΔFe із метастабільних пітінгів – протилежний, що зумовлено протилежними напрямками твердофазної дифузії атомів Fe. Зокрема, в стабільних пітінгах атоми Fe дифундують із об'єму сталі до їх поверхні, а в метастабільних – навпаки. Разом з тим, доведено [41, 42, 46], що в метастабільних пітінгах Ni сприяє уповільненню, а Mn – пришвидшенню розчинення Cr в поверхневих шарах сталі в околі пітінгів. Отже, Cr і Ni сприяють зниженню, а Mn – збільшенню коефіцієнта селективного розчинення хрому. У стабільних пітінгах показано, що Mn пришвидшує, а Ni уповільнює розчинення Cr у поверхневих шарах сталі в околі стабільних пітінгів. Це призводить до зниження коефіцієнта селективного розчинення Cr зі збільшенням у сталі AISI 321 вмісту Cr і Ni та зменшенням Mn.

У праці [64] підтверджено, що вплив легувальних елементів Cr, Mo, Cu, W і N на електрохімічну поведінку сталі залежить від потенціалу. За потенціалів, які відповідають пасивній області, невелику швидкість розчинення корозійноотривкої сталі 17Cr-13Ni із різним вмістом Mo, Cu, W і N визначають Cr, Mo, Cu і W. Нітроген несуттєво впливає на неї. Однак в активній області в умовах, коли швидкість корозії визначається анодним розчиненням основних елементів, вплив W і N негативний. Проте Mo і Cu сприяють утворенню пасивної плівки, збагаченої Cr.

Вплив N на формування пасивної плівки на поверхні сталі описано в праці [65]. Ця плівка складається із декількох шарів. До того ж до поверхні матричного металу

корозійноотривкої сталі прилягає шар оксиду Cr_2O_3 , над ним розташовано шар гідроокису Cr, що містить Fe і іони NH_4^+ , який утворюється внаслідок реакції CrN із адсорбованою вологою.

Хром [66] і особливо манган [67] збільшують розчинність нітрогену в корозійноотривких сталях. Автори праці [68] вважають, що хром збільшує розчинність нітрогену, а отже, їх пітінготривкість. Напевне, та гіпотеза найвірогідніша, оскільки за даними [5, 69, 70] пітінготривкість сталі AISI 304 зростає зі збільшенням у ній вмісту N, C, Cr, Si, Mn та зниженням P. Можливо, що й C, Si також сприяють зростанню розчинності N в твердому розчині аустеніту, а P – «гальмує» цей процес, знижуючи пітінготривкість сталі AISI 304 в модельних оборотних водах. Водночас слід відзначити, що пітінготривкість сталі AISI 321 зростає зі збільшенням у ній вмісту Cr, N і P та зниженням C, Si та Ti [5, 71]. Протилежний вплив C, Si та P на пітінготривкість в сталі AISI 321, ніж AISI 304, очевидно, пов'язаний зі стабілізацією її титаном, який з карбоном і нітрогеном утворює карбонітриди титану, що підвищує її пітінготривкість у хлоридовмісних середовищах. Фосфор сприяє збільшенню вмісту Cr в оксидній плівці, що підвищує пітінготривкість сталі [72, 73]. У сплав 06ХН18МДТ за таких умов пітінготривкість зростає зі збільшенням у ньому вмісту Cr, Ti та зниженням Mn, Si та Ni. Це зумовлено тим, що Cr і Ti утворюють щільні оксидні плівки на поверхні сплаву. Проте Si та Mn здатні сприяти сегрегації S і P до меж включень з аустенною матрицею, що сприяє зародженню пітінгів в їх околі. Найвірогідніше, Ni впливає на пітінготривкість сплаву через зниження розчинності Cr у твердому розчині аустеніту. Молибден, утворюючи синергетичний ефект із хромом, збільшує пітінготривкість сплаву у хлоридовмісних середовищах. Запобігаючи утворенню інтерметалевих фаз, вміст молибдену в сталях цього класу обмежують до 4 % [74].

Молибден є високоефективним елементом, що підвищує тривкість сталей до пітінгової і щільної корозії у хлоридовмісних розчинах [75, 76]. Запропоновано багато моделей, що пояснюють цей позитивний вплив. Вважають [76, 77], що Mo збільшує опір пасивних плівок до «пробою» у хлоридовмісних середовищах, підвищує пасиваційні характеристики [78] і знижує швидкість розчинення металу в пітінгах [79].

Колотиркін Я.М. зі співавторами [80] ретельно проаналізували публікації і результати досліджень механізмів підвищення пітінготривкості корозійноотривких сталей, легованих молибденом. Зокрема, дослідження виявили, що Mo разом із Cr утворюють у пасивній плівці змішані оксиди, корозійноотривкіші за оксиди хрому. Така гіпотеза ґрунтується на тому, що Mo збільшує пітінготривкість хромонікелевих сталей у хлоридовмісних середовищах, тоді як сплави заліза з молибденом, леговані Cr і Ni, схильні до пітінгування [81]. Інша точка зору, якої дотримуються деякі вчені, ґрунтується на тому, що поліпшення захисних властивостей пасивних

плівок у нейтральних розчинах внаслідок додаткового легування корозійнотривких сталей молібденом зумовлено абсорбцією на них іонів MoO_4^{2-} , що утворюються в результаті окиснювального розчинення Мо зі сталі та витискають з її поверхні хлорид-іони [80]. Підтвердження цієї теорії вважають [82] зниження протидії пітінговій корозії корозійнотривких сталей, легованих Мо, за переходу від хлоридних до бромних розчинів. Адже іони Br краще адсорбуються на поверхні сталей, ніж іони хлору. Таким чином іони бромиду, що адсорбуються, ускладнюють адсорбцію іонів MoO_4^{2-} . Така гіпотеза узгоджується із загальною теорією про пітінгову корозію [1], яка пов'язує пітінгоутворення з адсорбцією аніонів-активаторів на активних центрах.

Автори праці [83] дотримуються думки, що збільшення пітінготривкості корозійнотривких сталей під час легування їх молібденом не варто пов'язувати лише з інгібувальною дією MoO_4^{2-} , тому що потрібно врахувати спільний вплив Cr і Mo внаслідок формування щільніших пасивних плівок.

Слід відзначити, що за даними [5, 58–63, 84], Cr і Ti сприяють зростанню, а Si, Mn, Ni – зниженню пітінготривкості сплаву 06ХН28МДТ в хлоридовмісних модельних оборотних водах. Найвірогідніше Ti, як і Mo в інших корозійнотривких сплавах сприяє збільшенню, а Si, Mo, Ni зниженню вмісту в Cr в оксидній плівці на поверхні сплаву, знижуючи його пітінготривкість.

Дещо іншу гіпотезу про механізм підвищення пітінготривкості сталей, легованих Мо, запропонував Я.М. Колодиркін зі співавторами [80]. Зокрема, пов'язав це з «гальмуванням» пітінгового розчинення близько до потенціалу репасивації внаслідок утворення адсорбційних або інших блокувальних шарів на поверхні металу в пітінгу. До того ж в аустенітних сталях, легованих молібденом, у бромовмісних розчинах Мо може як «гальмувати», так і пришвидшувати активне розчинення. Дослідники припускають вірогідність цього ефекту й у хлоридовмісних розчинах, де пришвидшувальна дія Мо може маскуватися за пасивацією.

Пітінгова та виразкова корозія є багатофакторним процесом і мають стохастичний характер. Це зумовлено тим, що зародження пітінгів та перетворення їх у корозійні виразки безпосередньо пов'язано зі структурною гетерогенністю сталей і сплавів.

Зазвичай цим видам корозійного руйнування піддаються сталі і сплави, що пасивуються.

Згідно з теорією І. Л. Розенфельда [1], для розвитку пітінгової корозії потрібно три умови:

- наявність в електроліті деполаризатора і активатора;
- окиснювально-відновлюваний потенціал системи має бути позитивнішим за деякий критичний, тобто за потенціал пітінгоутворення;
- спорідненість металу до кисню в основній частині поверхні має бути більшою, ніж металу до активуючого іона.

Адсорбований кисень насичує валентності всіх або найактивніших поверхневих атомів металу, знижуючи

його хімічну активність. Захисна дія кисню, який адсорбується навіть на окремих ділянках металу, за теорією А. М. Фрункіна, Б. В. Сршлера, Б. М. Кабанова, З. О. Йофа і Я. М. Колодиркіна, можна пов'язати зі суттєвим електрохімічним «гальмуванням» анодного процесу розчинення металу. Для пояснення всіх явищ, що спостерігаються за пасивності металу та його активації на окремих ділянках поверхні, слід поєднати дві теорії пасивності, які описують плівкову або адсорбційну, а в деяких випадках плівково-адсорбційну пасивність конструкторських матеріалів.

Відомо [7], що схильність корозійнотривких сталей та сплавів до локальних видів корозії визначається не тільки основними легувальними елементами, але й вмістом таких домішок, як S, Mn і C. Домішки сульфур і мангану утворюють у структурі металу неметалеві включення MnS [85]. Ці включення в корозійнотривких сталях та сплавах виникають, коли добуток концентрацій сульфур і мангану в металі ($\Pi = [\text{S}] \cdot [\text{Mn}]$) досягне критичного значення $\Pi_{\text{кр}}$, яке відповідає добутку розчинності MnS у сталі [86]. При цьому неметалеві включення MnS відрізняються від інших сульфідів найбільшою розчинністю у кислотах. На поверхні сталі 304 вони є зародками пітінгової корозії [87–95]. Як правило, анодне розчинення сульфідних включень закінчується утворенням агресивних середовищ в їх околі, що сприяє «пробою» пасивної плівки на поверхні корозійнотривкої сталі.

У праці [96] є інформація, що розмір включень та їх хімічний склад має значення, тому що дрібні включення не можуть ініціювати пітінгову корозію. Встановлено, що пітінги на поверхні сталі 430 зароджуються в околі включень MnS, що перевищують 2 мкм.

За даними [97], включення MnS розчиняються в середовищах із рН3, але Т. Сутер зі співавторами [98] отримали результати, що за таких рН стабільні пітінги не утворюються. Моделювання цього процесу передбачає, що стабільні пітінги на сталі 430 утворюються в хлоридовмісних середовищах з рН2.

Вебб Е. Г. [88] вважає, що іони Cl каталізують розпадання MnS. До того ж іони хлору мають тенденцію до руйнування пасивних плівок [97, 99].

Включення сульфиду мангану в структурі корозійнотривких сплавів негативно впливають на основні характеристики пітінготривкості – граничні потенціали, бази пітінготривкості, кількість пітінгів та швидкість їх підростання [99–103]. Це зумовлено декількома причинами, зокрема, внаслідок дещо вищого коефіцієнта термічного розширення сульфідів Mn, ніж сталі. Через це під час охолодження металу між включенням та металевою матрицею вірогідне утворення мікросцилін. Захисні властивості пасивувальної плівки над сульфідними включеннями і межами метал-сульфід найчастіше гірші, ніж на матриці.

Захисні властивості оксидної плівки на поверхні корозійнотривких сталей і сплавів також гірші, ніж на аустенітній матриці в околі оксидів і нітридів, оскільки на їх

підвищення тривкості впливає об'єм та розміри цих включень [4–6, 84, 104–109]. До того ж з'ясовано, що природа і розміри включень суттєво впливають на інтенсивність підростання стабільних пітінгів, оскільки в околі дрібних включень, в основному оксидів, зароджуються метастабільні пітінги, що знижує анодні струми в стабільних [49, 51–53, 56].

Підвищена активність металу безпосередньо в околі неметалевих включень за даними Я. М. Колодиркіна [110] зумовлена різними причинами, в тому числі підвищеною дефектністю кристалічної ґратки металу біля включень, зменшенням вмісту легувальних елементів на цих ділянках, інтенсивним впливом продуктів розчинення самого неметалевого включення та щілини між ним і металевою матрицею.

Дослідження [111, 112] встановили, що на поверхні корозійноотривких сталей 12X18H9T та 03X16H14M4 у розчинах із великим вмістом хлоридів пітінги утворюються в околі SiO_2 , але в розчинах із меншим їх вмістом – в околі включень із S, Mn, Ca, Si, Al і O [111]. У нестабілізованих корозійноотривких сталях пітінги виникають в околі включень MnS, але їх ініціаторами вважають оксиди [113]. При цьому показано, що Ti_2S не витравлюються з аустенітної матриці. Взагалі тип сульфідних включень у сталях визначається енергією Гіббса (ΔG) на їх утворення. У порядку зменшення абсолютних значень ΔG сульфідів, які потенційно містять сталі, розташовано в ряду: $\text{CaS} > \text{TiS} > \text{MnS} > \text{CrS} > \text{NiS} > \text{FeS}$. Таким чином, нестабілізовані сталі, в першу чергу, містять сульфідів CaS і MnS [114].

Двофазні оксид-сульфідні включення утворюються, коли вміст кисню в сульфіді або сульфур в оксиді перевищує їх розчинність. Сульфідна складова оксисульфідів формує оболонку в околі оксидного ядра або розташовується біля оксиду. Однак, очевидно, корозійна небезпека включень обох типів визначається тільки їх сульфідною складовою [115].

Згідно з даними праць [114–116], сульфідів металів за розчинністю у кислих середовищах можна розташувати у такому ряду: $\text{MnS} > \text{FeS} > \text{NiS}$. Сульфідів Mo і Ti у кислих середовищах взагалі не розчиняються. Варто зазначити, що на поверхні теплообмінного обладнання з боку оборотної води часто накопичується осад, де під час гідролізу металів, які розчиняються зі сталі, утворюється кисле середовище [4, 6, 117–119]. Таким чином сульфідів Ti_2S , які містять корозійноотривкі сталі та сплави, не розчиняються як у нейтральних, так і кислих хлоридовмісних розчинах. Очевидно, внаслідок цього сталі, які стабілізовано титаном, тривкіші до пітінгування в оборотних водах, ніж нестабілізовані.

Деякі дослідники вважають, що пітінгова корозія корозійноотривких сталей тісно пов'язана з температурою, рН, концентрацією хлоридів та інших аніонів у розчині [120]. При цьому такі сталі пітінгують лише тоді, коли концентрація хлоридів у розчині досягає критичного значення [121].

Автори праць [122, 123] дотримуються думки, що температура є найважливішим чинником, що впливає на пітінготривкість корозійноотривких сталей і сплавів.

Відомо [124], що тривкість корозійноотривких сталей до пітінгової корозії знижується зі зростанням температури хлоридовмісного розчину. По-перше, тоді збільшується пористість пасивних плівок, що підтверджують хлорид-іони, які визначили в пасивних плівках за високих температур. По-друге, змінюється хімічний склад та структура пасивних плівок через зміну щільності вакансій. Деякі вчені вважають [125], що оксидні плівки на поверхні корозійноотривких сталей змінюються від р-типу при кімнатній температурі до n-типу за вищих температур.

Пасивні плівки на поверхні сталей є напівпровідниками. Їх напівпровідникові властивості можна визначити за співвідношенням Мотта-Шотки. Зовнішній шар пасивної плівки є напівпровідником р-типу, а внутрішній – n-типу [126]. У праці [127] встановили кореляцію між пітінготривкістю корозійноотривкої сталі в хлоридовмісному середовищі та напівпровідниковими властивостями пасивної плівки на її поверхні. Пітінготривкість залежить від властивостей пасивних плівок [128]. Виявлено [127], що корозійноотривкі сталі, які мають пасивні плівки з тіснішим донорським зв'язком, більше схильні до пітінгування у хлоридовмісних середовищах. При цьому характеристики пасивних плівок визначають потенціалом пітінгування сталі, який залежить від температури, рН, концентрації хлоридів тощо [129].

Пасивні плівки часто піддаються руйнуванню внаслідок дії хлоридів, що в складі розчинів. У пітінгах або в щілинах на поверхні корозійноотривких сталей або сплавів утворюються агресивні продукти корозії, які внаслідок гідролізу катіонів металу збагачуються іонами H^+ . Крім того, пітінги накопичують хлориди через дифузію хлор-іонів крізь отвори в пасивних плівках над пітінгами. Іони хлору і водню пришвидшують підростання пітінгів та корозійних виразок [17, 130]. Автори праці [130] повідомляють, що темпи підростання пітінгів можна знизити, якщо позбутися продуктів корозії з пітінгів. Це пояснюють зниженням концентрації хлоридів і H^+ у пітінгах і порівнюють з механізмом зменшення концентрації H^+ катіонами аміаку в сталях, легуваних N [131].

Автори [132–137] досліджували метастабільні пітінги, щоб зрозуміти механізми локальної корозії корозійноотривких сталей. Між метастабільним і стабільним пітінгуванням сталей і сплавів є тісний зв'язок. Тому, знаючи механізми локальної корозії, можна прогнозувати її на початкових стадіях.

Автори праці [138] вважають, що підростання метастабільних пітінгів на поверхні аморфного нікелевого сплаву відбувається в дві стадії, яким відповідає нижча (кришки на метастабільному пітінгу ще немає) та вища (кришка є) швидкості дифузії. Під час руйнування кришки відбувається швидка репасивація пітінгів.

Стабільні пітінги на поверхні корозійноотривких сталей і сплавів утворюються, коли температура хлоридовмісного розчину більша, ніж їх КТП. Внаслідок пришвидшення розчинення металу зі збільшенням у хлоридовмісному розчині вмісту хлоридів зростають розміри пітінгів. За даними праці [139], це зумовлено тим, що чим більша концентрація хлоридів у хлоридовмісному розчині, то більш відкриті пітінги, тому що хлорид-іони руйнують залишки оксидної плівки над ними.

На підставі аналізу сучасних літературних даних та проведених досліджень авторами представлено теорію зародження репасивації та підросання метастабільних та стабільних пітінгів на поверхні корозійноотривких сталей та сплавів у хлоридовмісних середовищах. Вона ґрунтується на виявлених характерних особливостях селективного розчинення металів із пітінгів, які зароджуються в околі включень. Останні сприяють перерозподілу анодних струмів у метастабільних і стабільних пітінгах в околі включень, що впливає на швидкість підросання стабільних. Разом з тим було встановлено [140, 141], що на цей процес не впливають параметри середовища, оскільки аналогічні тенденції виявлено у високоокиснювальних середовищах.

З теоретичними та експериментальними дослідженнями авторів можна буде ознайомитися в монографіях, які вийдуть до друку в цьому році.

Список літератури

1. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
2. Улиг Г. Коррозия металлов / Г. Улиг. – М. : Металлургия, 1968. – 306 с.
3. Герасимов В. В. Коррозия сталей в нейтральных водных средах / В. В. Герасимов. – М. : Металлургия, 1981. – 192 с.
4. Нарівський О. Е. Корозійне руйнування пластинчастих теплообмінників / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2005. – № 1. – С. 104–108.
5. 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.
6. Нарівський О. Е. Мікромеханізми корозійного руйнування пластин теплообмінників / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 1. – С. 110–116.
7. Колотыркин Я. М. Металл и коррозия / Я. М. Колотыркин. – М. : Металлургия, 1985. – 88 с.
8. Osozawa K. / Passivity and its Breakdown on Iron and Iron Based alloys / K. Osozawa, N. Okato // USA – Japan Seminar on Honolulu, NACE, Houston, Texas. – 1976. – 135 p.
9. Jargelius-Petterson R.F.A. Sensitization behaviour and corrosion resistance of austenitic stainless alloyed with nitrogen and manganese / R.F.A. Jargelius-Petterson // ISIJ International. – 1996. – № 36. – P. 818–824.
10. Jargelius-Petterson R.F.A. Electrochemical investigation of the influence of nitrogen alloying on pitting corrosion of austenitic stainless steels / R.F.A. Jargelius-Petterson // Corrosion Science. – 1999. – № 41. – P. 1639–1664.
11. Galvele J. R. Passivity of metals / J. R. Galvele, R. P. Frankenthal, J. Kruger // The Electrochemical Society. Pennington : NJ. – 1978. – № 28. – P. 285–327.
12. Newman R. C. A micro-electrode study of the nitrate effect on pitting of stainless steels / R. C. Newman, M. A. Ajjawi // Corrosion Science. – 1986. – № 26. – P. 1057–1063.
13. Bandy R. Properties of nitrogen-containing stainless alloy designed for high resistance to pitting / R. Bandy, Van Rooyen // Corrosion. – 1985. – № 41. – P. 228–233.
14. Grabke H. J. The role of nitrogen in the corrosion of iron and steels / H. J. Grabke // ISIJ International. – 1996. – № 36. – P. 777–786.
15. Newman R. C. The effect of alloyed nitrogen or dissolved nitrate ions on the anodic behaviour of austenitic stainless steel in hydrochloric acid / R. C. Newman, T. Shahrabi // Corrosion Science. – 1987. – № 27. – P. 827–838.
16. Sadough Vanini. The role of nitrogen in the passivity of austenitic stainless steels / Vanini Sadough, J. P. Audouard, P. Marcus // Corrosion Science. – 1994. – № 36. – P. 1825–1834.
17. Ha H.Y. Effects of Cr₂N on the pitting corrosion of high nitrogen stainless steels / H. Y. Ha, H. Kwon // Electrochimica Acta. – 2007. – № 52. – P. 2175–2180.
18. Surface enrichment of nitrogen during passivation of a highly resistant stainless steel / C. R. Clayton, Y. Lu, R. Bandy, R. C. Newman // Electrochemical Society. – 1983. – № 130. – 1774 p.
19. An XPS and electrochemical study of the influence of molybdenum and nitrogen on the passivity of austenitic stainless steel / R. D. Willenbruch, C. R. Clayton, M. Oversluizen and etc. // Corrosion Science. – 1990. – № 31. – P. 179–190.
20. Newman R. C. Understanding the corrosion of stainless steel / R. C. Newman // Corrosion. – 2001. – № 57. – P. 1030–1041.
21. Laser raman microscopic studies of passive films formed on type 316 N stainless steels during pitting in chloride solution / S. Ramya, T. Anita, H. Shaikh, P. K. Dayal // Corrosion Science. – 2010. – № 52. – P. 2114–2121.
22. Ahila S. The evaluation of the repassivation tendency of Cr-Mn and Cr-Ni steels using scratch technique / S. Ahila, B. Reynders, H. J. Grabke // Corrosion Science. – 1996. – № 38. – P. 1991–2005.
23. Masayuki S. Engineering of 304 stainless steel / S. Masayuki // Journal of the Japan Institute of Metals. – 2003. – № 67. – P. 67–73.
24. Baba H. Role of nitrogen on the corrosion behaviour of austenitic stainless steels / H. Baba, T. Kodama, Y. Katada // Corrosion Science. – 2002. – № 44. – P. 2393–2407.
25. Grabke H. J. The role of nitrogen in the corrosion of iron and steels / H. J. Grabke // Isij Int. – 1996. – Vol. 36, № 7. – P. 777–786.
26. Olsson C. A. The influence of nitrogen and molybdenum on passive films 2205 studied by AES and XPS / C. A. Olsson // Corrosion Science. – 1995. – № 37. – P. 467–479.
27. Clayton C.R. A bipolar model of the passivity of stainless steel: The role of Mo addition / C.R. Clayton, Y.C. Lu // Journal of the Electrochemical Society. – 1986. – № 133. – P. 2465–2473.
28. 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.

29. 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.
30. Вязовикина Н. В. Использование хроновольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром-железо / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. – № 6. – С. 917–922.
31. Закономерности анодного растворения Ni-Fe сплавов / А. Н. Подобаев, Л. Э. Джанибахчиева, Я. М. Колотыркин // Электрохимия. – 1996. – № 5. – С. 549–553.
32. 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.
33. 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.
34. Томашов Н. Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н. Д. Томашов. – М. : Изд-во АН СССР, 1959. – 592 с.
35. 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.
36. 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.
37. Пласкеев А. В. О роли легирующих и примесных элементов в процессах активного растворения железа и сплавов / А. В. Пласкеев, В. М. Княжева // Коррозия и защита металлов: тез. докл. 12 Пермск. конф. – Пермь (Россия), – 1990. – 7 с.
38. Pourbaix M. Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions / M. Pourbaix, N. De Zoubov. – Oxford: Pergamon press, 1966. – 493 p.
39. Narivs'kyi O. E. Micromechanism of corrosion fracture of the plates of heat exchangers / O. E. Narivs'kyi // Materials Science-2007. – 43, № 1. – P. 124–132.
40. Наривський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 321 у модельних оборотних водах / О. Е. Наривський // Вісник Східно-Українського університету ім. В. Даля. – 2013. – Т. 202, № 13. – С. 97–108.
41. Наривський О. Е. Закономірності і механізми локальної корозії корозійнотривких сталей і сплаву аустенітного класу для ємнісної та теплообмінної апаратури : дис. докт. техн. наук: 05.17.14 / Наривський Олександр Едуардович, 2015. – 456 с.
42. Наривский А. Э. Влияние легирующих элементов и структурной гетерогенности стали AISI 321 на селективное растворение металлов из питтингов / А. Э. Наривский, Г. М. Яр-Мухамедова // Весник КазНУ. Серия физическая. – 2016. – 56, № 1. – С. 86–97.
43. 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.
44. Наривський О. Е. Механізми корозійного руйнування в пітінгах сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах / О. Е. Наривський, С. Б. Беликов, Г. М. Яр-Мухамедова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2018. – № 1. – С. 53–60.
45. Наривський О. Е. Особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітінгах сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах / О. Е. Наривський // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 2. – С. 46–53.
46. Наривський О. Е. Вплив легувальних елементів і структури сталі AISI 321 на особливості селективного розчинення металів у пітінгах на її поверхні / О. Е. Наривський // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 17–22.
47. Narivs'kyi O. E. Corrosion losses of alloy 06 KhN28MDT in chloride-containing commercial waters / O. E. Narivs'kyi, G.Sh. Yar-Muckhamedova. – 2017. – group- global. org/ru/note/64634.
48. Наривський О. Е. Особливості селективного розчинення металів у пітінгах на поверхні сталі AISI 304 / О. Е. Наривський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2016. – Спец. випуск. – С. 50–55.
49. Наривський О. Е. Селективне розчинення корозійностійких сталей як передумова їх пітінгування у хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Университетская наука. – 2009 : в 2 т. : тез. докл. междунар. научн.-техн. конф. (Мариуполь, 19–21 мая 2009 г.) / ПГТУ. – Мариуполь, 2009 – Т. 2 – С. 139–140.
50. Наривський О. Е. Кінетика корозійних процесів сталей AISI 321 та 12Х18Н10Т у нейтральних хлоридовмісних розчинах та швидкість їх корозії / О. Е. Наривський, С. Б. Беликов // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 36–43.
51. Наривський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сплаву 06ХН28МДТ у слабокислих низькомінералізованих хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Сб. матеріалів 12-й междунар. промислової конф. [«Ефективність реалізації научного і промислового потенціала в сучасних умовах»], (Плав'є, 10–14 февр. 2011г.). – К. : Укр. інформ. центр. – 2011. – С. 3–5.
52. Наривський О. Е. Вплив хімічних елементів та структурної гетерогенності сталі AISI 321 на корозійне розчинення Cr, Ni та Fe у хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Науковий вісник Національного лісотехнічного університету України. – 2014. – Т. 24. – № 2. – С. 164–172.
53. Наривський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 321 в слабокислому хлоридовмісному розчині / О. Е. Наривський // Вісник Приазовськ. держ. техн. ун-ту, Сер. техн. науки– 2013. – Вип. 26. – С. 97–108.
54. Наривський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 321 в слабокислому хлоридовмісному розчині / О. Е. Наривський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2014. – Спец. вип. – № 10. – С. 23–28.
55. Наривський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 304 під осадам у модельних оборотних водах / О. Е. Наривський, С. Б. Беликов // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2013. – № 1. – С. 27–31.
56. Наривский А. Э. Коррозионные процессы и скорость роста питтингов сталей AISI 304 и 08X18H10 в модель-

- ных оборотных водах / А. Э. Наривский, Н. А. Солидор // Вісник Приазовськ. держ. техн. ун-ту; Сер. техн. науки. – 2011. – (23). № 2. – С. 87–97.
57. Нарівський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у слабодкислих хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // Наукові нотатки. Міжвуз. збір. – 2011. – № 31. – С. 214–220.
58. 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.
59. 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.
60. Наривский А. Э. Влияние химического состава и составляющих структуры сплава 06ХН28МДТ на его коррозионные потери в нейтральных хлоридсодержащих растворах / А. Э. Наривский, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Комплексное использование минерального сырья. – 2013. – № 1. – С. 82–98.
61. Наривский А. Э. Закономерности и механизмы коррозионного растворения Cr, Ni и Fe из сплава 06ХН28МДТ в хлоридсодержащих растворах / А. Э. Наривский, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Комплексное использование минерального сырья. – 2013. – (286), № 3. – С. 60–69.
62. Нарівський О. Е. Корозійна поведінка сплаву 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді під осадом / О. Е. Нарівський // Науковий вісник Національного лісотехнічного університету України. – 2014. – Т. 24. – № 1. – С. 162–171.
63. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали / Л. И. Фрейман, А. Р. Басман, Е. А. Пикус, Л. Е. Гуджабидзе // Защита металлов. – 1988. – Т. 24, № 4. – С. 614–617.
64. 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.
65. Koichiro Osozawa The Influence of nitrogen on resistance corrosion of stainless steels / Osozawa Koichiro // Netsu shori – I. Jap. Soc. Heat Treat. – 1996. – Vol. 36, № 4. – P. 206–212.
66. Levey P. R. A mechanistic study of the effects of nitrogen on the corrosion properties of stainless steels / P.R. Levey, A. Van Bennekom // Corrosion. – 1995. – № 51. – P. 911–921.
67. Perren R. A. Microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steels / R. A. Perren, P. J. Uggowitzer, M. O. Speidel // Duplex Stainless Steels 97. Proceedings, 5th World Conference, 21–23 Jct. – Maastricht, Netherlands, – 1997. –Vol. 1. – 897 p.
68. Gutiérrez de Sábiz-Solabarrina S. Estudio de la susceptibilidad de un acero inoxidable austenítico estabilizado con niobio al dacadado por tenso-corrosión en medio H₂S (SSC) y corrosión intergranular (IGC) en otros medios agresivos / S. Gutiérrez de Sábiz-Solabarrina, J.M. San Juan Nucez // Deformación Metálica. – 1996. – № 226. – P. 77–83.
69. Нарівський О. Е. Визначення пітінготривкості сталі AISI304 в хлоридовмісному середовищі, яке присутнє в роботі теплообмінників / О. Е. Нарівський, С. Б. Беліков // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – спец. вип. № 5. – С. 316–320.
70. Narivskiy A. E. Criteriens of estimation of pitting resistabce of nonrusting steel AISI304, 08X18H10 Which use for the production of tupe heat Phisico-himicheskaya mehanica materialov / Narivskiy A. E. – 2007 – Spets. Vip. – № 6. – P. 172–177.
71. Наривский А. Э. Оценка стойкости стали AISI 321 к локальной коррозии в хлоридсодержащих средах / А. Э. Наривский // Коррозия: материалы, защита. – 2008. – № 9. – С.1–7.
72. Charbonnier J.C. Ытуде de l'effet d'une augmentation de la teneur en phosphore sur la resistance a la corrosion d'aciers inoxydables austénitiques de type 18–10 / J. C. Charbonnier, B. Thomas // Memoirs et Ытudes Scientifiques Revue de Мйтallurgie – Decembre – 1982 – P. 681–685.
73. Charbonnier J. C. Influence d'une augmentation de la teneur en phosphore sur la rйsistance a la corrosion d'aciers inoxydables austénitiques de type Z2CND17-12 / J. C. Charbonnier, T. Jossik, B. Thomas // Memoires et Ытudes Scientifiques Revue de Мйтallurgie – Juillet – Aout – 1983. – P. 349–353.
74. Duplex stainless steels: Microstructure, properties and applications // R. N. Gunn, editor. – Cambridge, England: Woodhead Publishing Ltd. – 1997. – 204 p.
75. Sedriks J. Corrosion of stainless steels, 2-nd edition / J. Sedriks // New York: John Wiley & Sons, – 1996. – 464 c.
76. Szklarska-Smialowska Z. Pitting corrosion of metals / Z. Szklarska-Smialowska // National Association of Corrosion Engineers, Houston, – 1986. – P. 147–170.
77. Sugimoto K. The role of molybdenum additions to austenitic stainless steels in the inhibition of pitting in acid chloride solutions / K. Sugimoto, Y. Sawada // Corrosion Science. – 1977. – № 44. – P. 425–445.
78. Ogawa H. Auger electron spectroscopic and electrochemical analysis of the effect of alloying elements on the passivation behaviour of stainless steels / H. Ogawa, H. Omata, I. Itoh, H. Okada // Corrosion. – 1978. – №34. – P. 52–60.
79. Newman R.C. The dissolution and passivation kinetics of stainless alloys containing molybdenum–I. Coulometric studies of Fe-Cr and Fe-Cr-Mo alloys / R. C. Newman // Corrosion Science. – 1985. – № 25. – P. 331–339.
80. О механизме повышения питтингостойкости нержавеющей сталей добавкой в них молибдена / Я. М. Колотыркин, Л. И. Фрейман, И. И. Реформатская, Е. А. Паньшин // Защита металлов. – 1994. – Т. 30, № 5. – С. 453–462.
81. Hazza M. I. The effect of molybdenium on the localized corrosion behaviour of some steel alloy / M. I. Hazza, M. E. EL-Dahchan // Desalination. – 1994. – Vol. 95, № 2. – P. 199–209.
82. Kaneko M. Effects of molybdenum on the pitting of ferritic and austenitic – stainless steels in bromide and chloride solutions / M. Kaneko, H.S. Isaacs // Corrosion Science. – 2002. – № 44. – P. 1825–1834.
83. Писчин Л. М. Влияние легирования молибденом на питтинг нержавеющей сталей в уксусных растворах, содержащих йоды / Л. М. Писчин, Н. И. Бальвас, А. И. Цикман // Защита металлов. – 1982. – №.12. – С. 910–913.

84. Narivs'kyi O.E. Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media / O.E. Narivs'kyi, S. B. Belikov. – *Materials Science*, 2008. – 4, № 44. – P. 573–580.
85. Колотыркин Я. М. Коррозия и защита от коррозии (Итоги науки и техники) / Я. М. Колотыркин, Л. И. Фрейман – М. : ВИНТИ, 1978. – Т. 6. – 87 с.
86. Производство растворимости сульфида марганца в металле как параметр коррозионной стойкости хромоникелевой нержавеющей стали / Л. И. Фрейман, И. И. Реформатская, С. Д. Боголюбов, А. Е. Волков // *Защита металлов*. – 1980. – Т. 16, № 6. – С. 714–717.
87. The composition of the boundary region of MnS inclusions in stainless steel and its relevance in triggering pitting corrosion / P. Schmuki, H. Hildebrand, A. Friedrich, S. Virtanen // *Corrosion Science*. – 2005. – № 47. – P. 1239–1250.
88. Webb E. G. Pit initiation at single sulfide inclusions in stainless steel I. Electrochemical microcell measurements / E. G. Webb, R. C. Alkire // *J. Electrochem. Soc.* – 2002. – № 149. – P. 272–279.
89. Webb E. G. Pit initiation at single sulfide inclusions in stainless steel II. Detection of local pH, sulfide and thiosulfate / E. G. Webb, R. C. Alkire // *J. Electrochem. Soc.* – 2002. – № 149. – P. 280–285.
90. Webb E. G. Pit initiation at single sulfide inclusions in stainless steel / E.G. Webb, R.C. Alkire // *J. Electrochem. Soc.* – 2002. – № 149. – P. 286–295.
91. Why stainless steel corrodes / M. P. Ryan, D. E. Williams, R. J. Chater, B. M. Hutton and D. S. Mc Phail // *Nature*. – 2002. – № 415. – P. 770–774.
92. Williams D. E. Explanation for initiation of pitting corrosion of stainless steels at sulfide inclusions / D. E. Williams, Y. Y. Zhu // *J. Electrochem. Soc.* – 2000. – № 147. – P. 1763–1766.
93. Ke R. Initiation of corrosion pits at inclusions on 304 stainless steel / R. Ke, R. Alkire // *J. Electrochem. Soc.* – 1995. – № 142. – P. 4056–4062.
94. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels – combining effects of Mn and Mo additions / A. Pardo, M. C. Merino, A. E. Coy and etc. // *Corrosion Science*. – 2008. – № 50. – P. 1796–1806.
95. Williams D. E. Elucidation of a trigger mechanism for pitting corrosion of stainless steels using submicron resolution scanning electrochemical and photoelectrochemical microscopy / D. E. Williams, T. F. Mohiuddin, Y. Y. Zhu // *J. Electrochem. Soc.* – 1998. – № 145. – P. 2664–2672.
96. Park J. O. Effects of temperature and chloride concentration on pit initiation and early pit growth of stainless steel / J.O. Park, S. Matsch, H. Bohni // *J. Electrochem. Soc.* – 2002. – № 149. – P. 34–39.
97. Influence of the dissolution of MnS inclusions under free corrosion and potentiostatic conditions on the composition of passive films and the electrochemical behaviour of stainless steels / H. Krawiec, V. Vignal, O. Heintz, R. Oltra // *Electrochim. Acta*. – 2006. – № 51. – P. 3235–3243.
98. Pit initiation on stainless steels in 1M NaCl with and without mechanical stress / T. Suter, E. G. Webb, H. Bohni, R.C. Alkire // *J. Electrochem. Soc.* – 2001. – № 148. – P. 174–185.
99. О модификации включений сульфида марганца титаном для улучшения пассивационных характеристик хромистой нержавеющей стали / Л. И. Фрейман, А. Е. Волков, Т. П. Маркова, Е. А. Пикус // *Защита металлов*. – 1993. – Т. 29, № 1. – С. 64–71.
100. Маркова Т.П. Критическое произведение концентраций серы и марганца в низкоуглеродистой ферритной стали с 17 % Cr / Т.П. Маркова, Л.И. Фрейман, А.Е. Волков, Е.А. Пикус, Н.М. Пахомова // *Защита металлов*. – 1988. – Т. 24, № 5. – С. 832 – 835.
101. Фрейман Л. И. Влияние никеля и включений MnS в металле на питтинговую коррозию низкоуглеродистых нержавеющей сталей / Л. И. Фрейман, Нгуен Тхе Донг, А. Е. Волков, Ю. П. Коннов // *Защита металлов*. – 1986. – Т. 22, № 5. – С. 716–720.
102. Повышение коррозионной стойкости стали при модификации состава неметаллических включений / А. Е. Волков, В. А. Петровский, Л. И. Фрейман, С. Е. Волков // *Сталь*. – 1989. – № 9. – С. 42–45.
103. Фрейман Л. И. Взаимосвязь легирующих элементов и сульфидных включений на пассивируемость и питтинговость нержавеющей сталей / Л. И. Фрейман, И. И. Реформатская, Т. П. Маркова // *Защита металлов*. – 1991. – Т. 27, № 4. – С. 617–625.
104. Наривський О.Е. Оцінка тривкості сплаву 06ХН28МДТ до пітингової та щільної корозії в хлоридовмісних середовищах / О. Е. Наривський, С. Б. Беліков // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2007. – № 2. – С.45–52.
105. Наривський О. Е. Вплив гетерогенності сталі AISI 321 на її пітингування у хлоридовмісному середовищі / О. Е. Наривський // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 2007. – № 2. – С. 100–106.
106. Наривський О. Е. Вплив неметалевих включень на електрохімічні показники сталі AISI 321 у хлоридовмісних середовищах / О.Е. Наривський // *Сб. докладов 8-го Междунар. Конгр. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов», Харьков 2007 г. Т. 2 / Отв. ред. И.М. Неклюдов*. – Харьков : Асоц. Термис. Украины, 2007. – С. 132–135.
107. Narivs'kyi O.E. Corrosion fracture of platelike heat exchangers./ O.E. Narivs'kyi // *Materials Science*. – 2005. – 1. – № 41. – P. 122–128.
108. Narivs'kyi O. E. The influence of heterogeneity steel AISI 321 on its pitting resistance in chloride-containing media/ O. E. Narivs'kyi // *Materials Science*. – 2007. – 2, № 43. – P. 256–264.
109. Narivs'kyi O. E. Micromechanisms of corrosion structure of plates of heat exchangers/ O.E. Narivs'kyi // *Materials Science*. – 2007. – 1, № 4. – P. 124–132.
110. Колотыркин Я. М. Электрохимические аспекты коррозии металлов / Я. М. Колотыркин // *Защита металлов*. – 1975. – Т. 11, № 6. – С. 675–686.
111. О температурной зависимости потенциала питтингообразования для некоторых нержавеющей сталей / Я. М. Колотыркин, Л. И. Фрейман, С. А. Глазкова, Г. С. Раскин // *Защита металлов*. – 1974. – Т. 10, № 5. – С. 508–514.
112. Abd El Meguid E. A. Critical pitting temperature for type 254 SMO stainless steel in chloride solutions / E. A. Abd El Meguid, A. A. Abd El Latif // *Corrosion Science*. – 2007. – № 49. – P. 263–275.
113. Чигал В. Выяснение роли сульфидов в инициировании питтинговой коррозии сталей типа X18H9T / В. Чигал, И. Кашова, Ю. Кубелка // *Защита металлов*. – 1972. – Т. 8, № 1. – С. 19–24.
114. Wranglen G. / Pitting and sulphide inclusions in steel / G. Wranglen // *Corrosion*. – 1974. – Vol. 14, №4. – P. 331–349.

115. Реформатская И. И. Образование сульфидных включений в структуре сталей и их роль в процессах локальной коррозии / И. И. Реформатская, Л. И. Фрейман // Защита металлов. – 2001. – Т. 37, № 5. – С. 511–516.
116. Справочник химика. – М.; Л.: Химия, 1966. – Т. 2. – 1167 с.
117. Нарівський О. Е. Оцінка тривкості сплаву 06ХН28МДТ до пігінгової та щільної корозії в хлоридовмісних середовищах / О. Е. Нарівський, С. Б. Бєліков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 45–52.
118. Charles J. Some duplex applications. Test results and practical experience / J. Charles, M. Verneau, J.-P. Audouard, S. Demars // Stainless Steel World 99 Conf. on Corrosion-Resistant Alloys (16–18 Nov. 1999, Hauge, Netherlands), 1999. – P. 473–485.
119. Мелехов Р. К. Использование ферритно-аустенитных сталей для изготовления стальных изделий / Р. К. Мелехов, Г. М. Круцан, А. А. Табуренко и др. // Проблемы трибологии. – 2003. – № 3. – С. 3–10.
120. Pistorius P. C. Growth of corrosion pits on stainless steel in chloride solution containing dilute sulphate / P. C. Pistorius, G. T. Burstein // Corrosion Science. – 1992. – № 33. – P. 1885–1897.
121. Pistorius P. C. Aspects of the effects of electrolyte composition on the occurrence of metastable pitting on stainless steel / P. C. Pistorius, G. T. Burstein // Corrosion Science. – 1994. – № 36. – P. 525–538.
122. Nilsson J.-O. Super duplex stainless steels / J.-O. Nilsson // Mater. Science Technol. – 1992. – Vol. 8, № 8. – P. 685–700.
123. Effect of microstructure on corrosion behaviour of superduplex stainless steel at critical environment conditions / N. Bastos, S. M. Tavares, Francis Dalard, R. P. Nogueira // Scripta Mater. – 2007. – № 57. – P. 913–916.
124. Wang J. H. Effects of Cl⁻ concentration and temperature on pitting of AISI 304 stainless steel / J. H. Wang, C. C. Su, Z. Szklarska-Smialowska // Corrosion. – 1988. – № 44. – P. 732–737.
125. Manning P. E. The effect of temperature (25 °C–289 °C) on pit initiation in single phase and duplex 304L stainless steels in 100 ppm Cl solution / P. E. Manning, D. J. Duquette // Corrosion Science. – 1980. – № 20. – P. 597–609.
126. Szklarska-Smialowska Z. Mechanism of pit nucleation by electrical breakdown of the passive film / Z. Szklarska-Smialowska // Corrosion Science. – 2002. – № 44. – P. 1143–1149.
127. Li W. S. Uniformity of passive films formed on ferrite and martensite by different inorganic inhibitors / W.S. Li, J.L. Luo // Corrosion Science. – 2002. – № 44. – P. 1695–1712.
128. Ar-implantation on AISI 304 stainless steel against pit initiation processes / L. Martnez, B. Malki, G. Berthomay, B. Baroux, F. Pirez // Surf. Coat. Technol. – 2006. – Vol. 20, № 1. – P. 1671–1678.
129. Alonso C. Chloride threshold dependence of pitting potential of reinforcements / C. Alonso, M. Castellote, C. Andrade // Electrochim. Acta. – 2002. – № 47. – P. 3469–3481.
130. Observation by atomic force microscope of corrosion product during pitting corrosion on SUS 304 stainless steel / Q. Zhang, R. Wang, M. Kato, K. Nakasa // Scripta Materialia. – 2005. – Vol. 52, № 3. – P. 227–230.
131. Preparation of high nitrogen containing stainless steels by mechanical alloying method and their localized corrosion behaviour / T. Fukutsuka, F. Anzai, M. Kaneda and etc. // J.Soc. Mat. Sci., Japan. – 2004. – № 53. – 1175 p.
132. Pistorius P. C. Growth of corrosion pits on stainless steel in chloride solution containing dilute sulphate / P. C. Pistorius, G. T. Burstein // Corrosion Science. – 1992. – № 33. – P. 1885–1897.
133. Metastable pitting of stainless steel / G.S. Frankel, L. Stockert, F. Hunkeler, H. Boehni // Corrosion. – 1987. – № 43. – P. 429–436.
134. Pistorius P. C. Aspects of the effects of electrolyte composition on the occurrence of metastable pitting on stainless steel / P. C. Pistorius, G. T. Burstein // Corrosion Science. – 1994. – № 36. – P. 525–538.
135. Hashimoto M. A Stochastic analysis of potential fluctuations during passive film breakdown and repair on iron / M. Hashimoto, S. Miyajima, T. Murata // Corrosion Science. – 1992. – № 33. – P. 885–904.
136. Hashimoto M. An experimental study of potential fluctuation during passive film breakdown and repair on iron / M. Hashimoto, S. Miyajima, T. Murata // Corrosion Science. – 1992. – № 33. – P. 905–915.
137. Hashimoto M. A spectrum analysis of potential fluctuation during passive film breakdown and repair on iron / M. Hashimoto, S. Miyajima, T. Murata // Corrosion Science. – 1992. – № 33. – P. 917–925.
138. Zuo Y. The effect of potential on metastable pitting of amorphous Ni alloy / Y. Zuo, S. Fu // Corrosion Science. – 1997. – Vol. 39, № 3. – P. 465–471.
139. Laycock N. J. Metastable pitting and the critical pitting temperature / N. J. Laycock, M. H. Moayed, R. C. Newman // J. Electrochem. Soc. – 1998. – № 148. – P. 2622–2628.
140. Narivskiy A. E. Influence of structure of alloy 06ХН28МДТ on its corrosion bahsvior in oxidative media/ A. E. Narivskiy // Materials: corrosion, protection. – 2011. – № 2. – P. 33–40.
141. Narivskiy A. E. Stability of alloy 06ХН28МДТ to intercrystallite corrosion depending on its chemical composition / A. E. Narivskiy // Materials: corrosion, protection. – 2010. – № 11. – P. 1–7.

Одержано 04.02.2019

Наривский О.Э., Бєликов С.Б. Современные представления о питтинговой коррозии коррозионностойких сталей и сплавов

Цель работы. Проанализировать, систематизировать и обобщить современные представления о питтинговой коррозии коррозионностойких сталей и сплавов в хлоридсодержащих средах.

Методы исследований. Анализ литературных данных согласно цели работы, сравнительный анализ, метод экспертных оценок.

Полученные результаты. Установлено, что метастабильные и стабильные питтинги в основном зарождаются и развиваются около включений, которые есть в составе сталей и сплавов. Их природа и размер непосредственно влияют на питтингостойкость этих конструкционных материалов. К тому же метастабильные питтинги существенно влияют на интенсивность роста стабильных в результате перераспределения анодных токов между ними. При этом, чем они больше и выше, их количество на поверхности

стали или сплава, то ниже анодные токи в стабильных питтингах и скорость их роста. Доказано, что в питтингах металл растворяется селективно. Вследствие этого около них протекает твердофазная диффузия основных компонентов сплава, что способствует обогащению поверхности метастабильных питтингов хромом, а стабильных – железом. Поэтому метастабильные питтинги репассивируются, а стабильные растут в результате образования дефектов структуры. Учитывая характерные особенности селективного растворения металлов в метастабильных и стабильных питтингах, их идентифицируют по коэффициенту селективного растворения Cr из питтингов. В частности, если он меньше единицы, то стали или сплав корродируют с образованием стабильных питтингов, а если больше, то – метастабильных. Обнаружено, что химический состав сталей и сплавов также определяет их питтингостойкость в хлоридсодержащих средах. При этом наибольшее влияние на их питтингостойкость оказывают Cr, Mo, N. Позитивное влияние Cr и Mo на питтингостойкость сталей и сплавов связывают со смешанными оксидными пленками, которые эти химические элементы образуют на их поверхности. Вместе с тем, имеются сведения, что фосфор способствует сегрегации атомов Mo и Cr к оксидной пленке и, следовательно, способствует росту питтингостойкости этих конструкционных материалов в хлоридсодержащих средах. В то же время Cr способствует увеличению растворимости азота в твердом растворе аустенита, что приводит к образованию в питтингах комплекса аммиака, который снижает pH коррозионной среды в них, что способствует их репассивации.

Научная новизна. Метастабильные питтинги зарождаются и развиваются до их репассивации, когда катодная реакция в их окружении на поверхности сталей или сплавов протекает при кислородной деполаризации, а стабильные – при кислородной и водородной на их поверхности в результате гидратации, растворенных компонентов сплава в продуктах коррозии.

Практическая ценность. Предприятия, которые производят теплообменное оборудование, работающее в хлоридсодержащих оборотных водах, могут выбирать оптимальные по питтингостойкости коррозионностойкие стали и сплавы и прогнозировать их коррозионное поведение.

Ключевые слова: питтинговая коррозия, селективное растворение металлов, твердофазная диффузия атомов, оборотные хлоридсодержащие воды, сплав, теплообменники.

Narivsky O., Belikov S. Modern ideas about pitting corrosion of corrosion-resistant steels and alloys

Purpose. To analyse, systematize and generalize modern representations about a pitting corrosion the alloying steels and alloys in the chloride-contacting environments.

Methods of researches. The analysis of literary data according to the work purpose, comparative analysis, method of expert evaluations.

Results. In particular, it has been shown that metastable and stable pitings, mainly, originate and develop in the vicinity of inclusions, which are composed of steels and alloys. Their nature and size directly affect the compressive strength of these structural materials. In addition, metastable pitings significantly pour on the intensity of growth of stable due to the redistribution of anode currents between them. At the same time, that they are larger and higher their number on the surface of the steel or alloy, then lower the anode currents in stable sweating and the speed of their growth. It is proved that in pitting metal dissolves selectively. As a result, in their vicinity solid phase diffusion of the main components of the alloy occurs, which leads to enrichment of the surface of metastable pitings with chromium, and stable iron. Because of this, metastable pitings are repatriated, and stable grow as a result of defect formation. Taking into account the characteristic features of selective dissolution of metals in metastable and stable pitings. It is proposed to identify them according to the coefficient of selective dissolution of Cr from pitings. In particular, if it is less than one, then the steel or alloy pits up with the formation of stable pitings, and, if greater, then metastable. It is shown that the chemical composition of steels and alloys also determines their pyrotechnic resistance in chloride-containing media. In this case, the most significant effect belongs Cr, Mo, N. The positive influence of Cr and Mo on the compressive strength of corrosion-resistant steels and alloys is associated with mixed oxide films, which these chemical elements form on their surface. However, there is evidence that phosphorus contributes to the segregation of Mo and Cr atoms into the oxide film, and thus contributes to the growth of the compressive strength of these structural materials in chloride-contacting environments. At the same time, Cr contributes to increasing the solubility of nitrogen in a solid solution of austenite, which leads to the formation of ammonia complex in pitings, which reduces the pH of the corrosive medium in the pitting, that is why they are repacivated.

Scientific novelty. Metastable pitings originate and develop before they are repaciated, when the cathodic reaction near the surface of steels or alloys occurs during oxygen depolarization, and stable – with oxygen and hydrogen on their surface as a result of hydration, dissolved alloy components in corrosion products.

Practical value. The enterprises which make the heat-exchanging equipment working in the chloride-contacting reverse waters can choose optimal alloyed steels and alloys for their pitting resistance and to predict their corrosive behavior.

Key words: pitting corrosion, selective metal dissolution, solid phase diffusion of atoms, reversible chloride-containing water, alloy, heat exchangers.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук Глотка О. А., д-р техн. наук Гайдук С. В.

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРОГНОЗУВАННЯ ТЕМПЕРАТУРНИХ ІНТЕРВАЛІВ КРИСТАЛІЗАЦІЇ І ГОМОГЕНІЗАЦІЇ В МОНОКРИСТАЛІЧНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВАХ

Мета роботи. Отримання прогнозувальних регресійних моделей, за допомогою яких можна адекватно розраховувати критичні температури для монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС), без проведення попередніх експериментів.

Методи дослідження. Експериментальні значення оброблялися в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності, і побудовою ліній трендів.

Отримані результати. Проведено моделювання температурних характеристик монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів. Наведено співвідношення легувальних елементів і регресійні моделі за допомогою яких можливо прогнозувати ширину температурного інтервалу кристалізації і оптимальну температуру гомогенізації для конкретного сплаву.

Наукова новизна. Вперше запропоновано співвідношення $K_{\gamma'}$ і K_{γ} за допомогою яких можна адекватно прогнозувати температурні характеристики для багатокомпонентних композицій монокристалічних ЖНС. Вперше наведено регресійні моделі для розрахунку критичних температур $t_{n,p}$, t_{em} , t_S і t_L , які дають можливість прогнозувати температурні інтервали кристалізації і гомогенізації.

Практична цінність. Запропоновано ефективне рішення за прогнозування термодинамічної стабільності фаз сплавів, як при розробленні нових складів ЖНС, так і при вдосконаленні відомих промислових марок.

Ключові слова: монокристалічні жароміцні нікелеві сплави, термодинамічні процеси виділення фаз, критичні температури.

Вступ

Одна з ключових проблем сучасного авіаційного двигунобудування – підвищення робочої температури газу. За останні 50 років розвитку реактивної авіації температура газу на вході в турбіну зросла з 1200 К в двигунах другого покоління до 1800–1950 К в двигунах п'ятого покоління. Приблизно 70 % цього приросту було отримано за рахунок вдосконалення систем повітряного охолодження лопаток газових турбін, а 30 % – в результаті підвищення рівня механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС), що використовуються для лиття монокристалічних лопаток [1].

Пошук оптимального підходу до легування сплавів для монокристалічного лиття здійснювали, використовуючи такі показники:

- зведення до мінімуму дисбалансу системи легування;

- оптимальне співвідношення γ - твердорозчинних зміцнювачів і γ' - утворювальних елементів;

- виключення з системи легування Nb, Hf і V.

При цьому основними фізико-хімічними та структурно-фазовими характеристиками, що визначили вибір найбільш перспективних складів сплавів, стали температури: повного розчинення γ' - фази в матричному γ - твердому розчині $t_{n,p}$ (солвус γ'), локального плавлення нерівноважної евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma' t_{em}$, солідусу t_S і ліквідусу t_L . Досягненням максимальних значень цих температур (термодинамічна стабільність фаз) визначається висока температурна працездатність і опір повзучості ЖНС. Слід зазначити, що при прагненні до підвищення критичних температур $t_{n,p}$, t_{em} , t_S і t_L необхідно забезпечити достатній температурний інтервал $-(t_{em} - t_{n,p})$, щоб виключити ризик оплавлення при гомогенізаційному відпаді [2, 3].

В результаті такого емпіричного підходу сучасні ливарні ЖНС для монокристалічного лиття містять понад 10 основних легувальних елементів. У цей час спла-

ви такого класу розробляють за допомогою методів моделювання термодинамічних процесів кристалізації і нагріву, які дозволяють оптимізувати склади з необхідним комплексом властивостей [4, 5].

Мета цієї роботи – отримання прогнозувальних регресійних моделей, за допомогою яких, можна адекватно розраховувати критичні температури для монокристалічних ЖНС, без проведення попередніх експериментів.

Методика проведення досліджень

Для експериментально-теоретичних досліджень температурної працездатності сформована робоча вибірка сплавів, що складається з відомих промислових ЖНС для монокристалічного лиття вітчизняного і зарубіжного виробництва, таких марок: CMSX2, CMSX3, CMSX4, CMSX10, AM1, 203E, TUT92, PWA1484, PWA1480, SRR99, NASAIR100, SMP14, R162, TMS71, TMS75, ReneN4, ReneN5, ReneN6, SC180, MC2, ЖС36, ЖС30М, ЖС40, ЖС 47. Вибірка сплавів була зроблена з позиції різноманітності хімічних складів (систем легування), які за змістом основних елементів мають широкий діапазон легування.

Отримані значення оброблялися в програмному комплексі Microsoft Office в пакеті EXCEL методом найменших квадратів з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності і побудовою ліній трендів.

Результати досліджень та їх обговорення

З огляду на те, що жароміцність сплавів значною мірою визначається термодинамічною стабільністю фаз, яку пропонують [2] оцінювати за температурами $t_{n,p}$, t_{eem} , t_s і t_L розробка методики розрахунку цих значень від хімічного складу сплаву є актуальним завданням.

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

З іншого боку, до складу γ' - фази можуть входити багато елементів: Al, Ti, Nb, Cr, Co, Mo, W, V і ін. Але їх вміст в γ' - фазі і вплив на кількість її має різний характер. Цей вплив пов'язаний зі здатністю цього елемента утворювати з нікелем стабільні інтерметалідні фази типу Ni_3Me . Звідси випливає, що на критичні температури сплавів впливають не тільки елементи, які належать до γ' - утворювальних, а й ті, які класифікуються як γ - твердорозчинні зміцнювачі.

В результаті обробки експериментальних даних запропоновано співвідношення

$$K_{\gamma'} = \frac{\Sigma_{\gamma'}(Al + Ti + Nb + Ta + Hf)}{0,2\Sigma_{\gamma'}(Cr + W + Mo + Re + Co + Ru)} \text{ елементів}$$

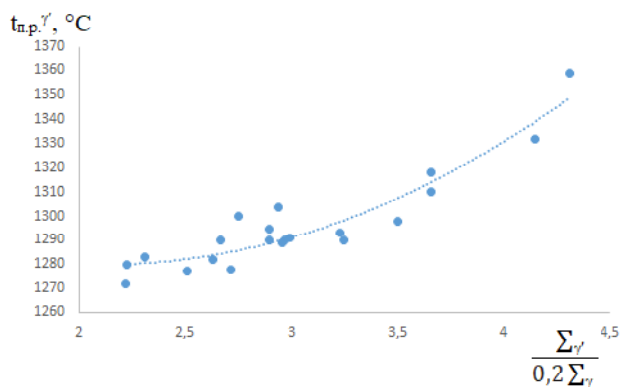
для оцінки термодинамічної стабільності фаз, яке враховує комплексний вплив всіх компонентів сплаву. Таке співвідношення добре корелює з температурами $t_{n,p}$, t_{eem} і t_s , які, в свою чергу, добре корелюють з жароміцністю сплавів. Так, температура повного розчинення має таку залежність від запропонованого співвідношення

$$t_{np}^{\gamma'} = 14,316(\Sigma_{\gamma'} / 0,2\Sigma_{\gamma'})^2 - 60,618(\Sigma_{\gamma'} / 0,2\Sigma_{\gamma'}) + 1344,2$$

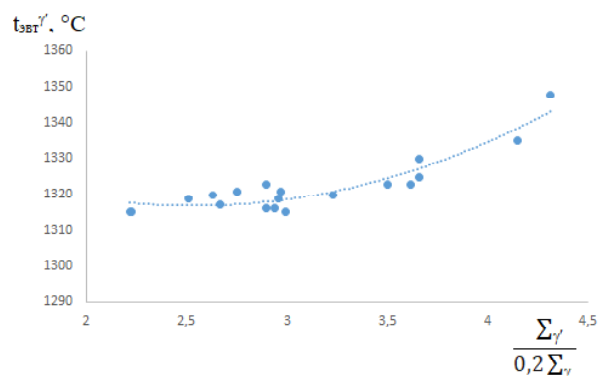
(рис. 1а). Описана залежність може використовуватися як модель з відносною похибкою $\pm 3,46\%$ при визначенні цієї температурної характеристики. Температура евтектичного перетворення так само добре корелює з

$$K_{\gamma'} \text{ (рис. 1б) і має таку залежність}$$

$$t_{eem}^{\gamma'} = 8,3131(\Sigma_{\gamma'} / 0,2\Sigma_{\gamma'})^2 - 42,128(\Sigma_{\gamma'} / 0,2\Sigma_{\gamma'}) + 1370,2;$$



а



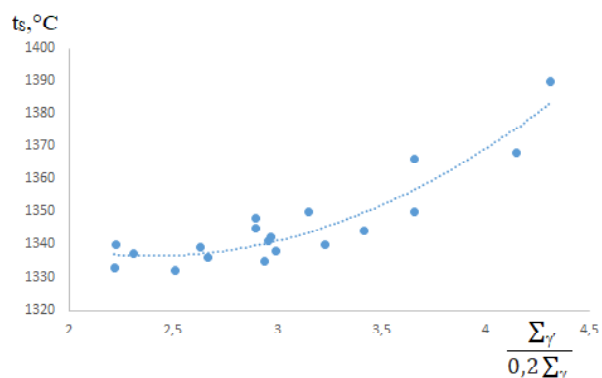
б

Рис. 1. Залежності температури повного розчинення γ' - фази (а) та локального плавлення нерівноважної евтектики (б) від співвідношення легувальних елементів $K_{\gamma'}$ у складі ЖНС

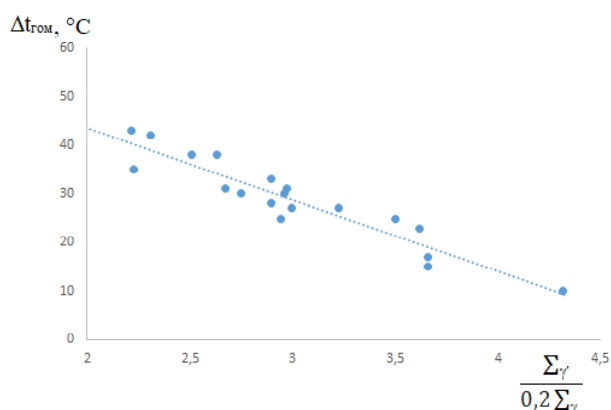
Так само має високий коефіцієнт детермінації ($t_s^{\gamma'} = 12,832(\Sigma_{\gamma'} / 0,2\Sigma_{\gamma'})^2 - 61,611(\Sigma_{\gamma'} / 0,2\Sigma_{\gamma'}) + 1410,4$;

($R^2 = 0,86$) зв'язок температури солідусу із запропонованим співвідношенням $K_{\gamma'}$ (рис. 2а); відносна похибка $\pm 3,74\%$.

Зв'язок температур: повного розчинення γ' - фази, евтектичного перетворення і солідусу із запропонованим співвідношенням адекватно описуються отриманими регресійними моделями. Така поведінка пояснюється тим, що зі збільшенням $K_{\gamma'}$ збільшується легування сплаву, як γ' - утворювальними елементами, так і елементами, що знаходяться в γ - твердому розчині. Це призводить до підвищення критичних температур, а отже, до підвищення теплової структурної стабільності всієї системи.



а



б

Рис. 2. Залежність температури солідусу (а) та інтервалу гомогенізації (б) від співвідношення легуючих елементів $K_{\gamma'}$ в складі ЖНС

Використовуючи вище наведені регресійні моделі, можна з високою точністю прогнозувати критичні температури сплавів без попереднього проведення експериментів методом ДТА. Так само, можна розраховувати ширину температурного інтервалу для ефективного проведення гомогенізуючого відпалу в залежності від вмісту легуючих елементів в сплаві (рис. 2б) $\Delta t_{гом} = -15,29 (\Sigma_{\gamma'} / 0,2 \Sigma_{\gamma}) + 73,083$ з відносною похибкою $\pm 2,8\%$.

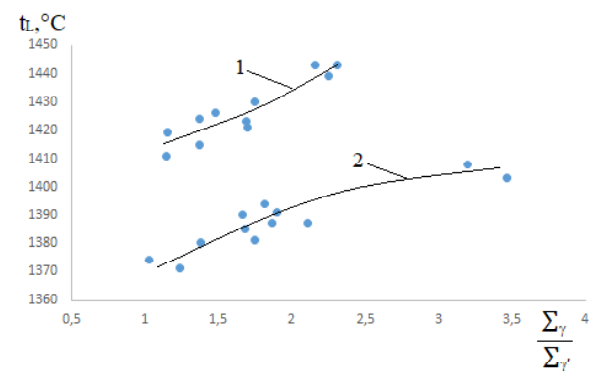
Однак, зв'язок $K_{\gamma'}$ з температурою ліквідусу виявилася неоднозначною. Отримана початкова залежність

давала низький коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,1$).

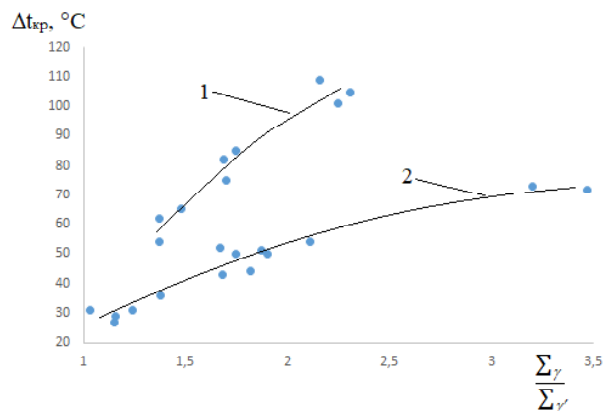
Оскільки при температурах близьких до температури плавлення елементи, які входять до складу γ' - фази і γ - твердого розчину, досліджених ЖНС, переходять в рідину і здійснюють комплексний вплив на величину t_L . Тому в результаті обробки експериментальних даних, авторами було запропоновано співвідношення елементів

$$K_{\gamma} = \frac{\Sigma_{\gamma} (\text{Cr} + \text{W} + \text{Mo} + \text{Re} + \text{Co} + \text{Ru})}{\Sigma_{\gamma} (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf})}$$

високу кореляцію з температурою ліквідусу для монокристалічних сплавів (рис. 3а).



а



б

Рис. 3. Залежність температури ліквідусу (а) і інтервалу кристалізації (б) від співвідношення легуючих елементів K_{γ} в складі ЖНС

На рис. 3а чітко простежуються дві залежності. Докладний аналіз дозволив виявити закономірності такого поділу залежностей, яке зводиться до наступного: крива 1 відповідає сплавам другого і третього покоління, в яких кількість титану зводиться до мінімуму і підвищується кількість ренію. Відомо, що реній розчиняється головним чином в γ - твердому розчині і істотно підвищує термодинамічну стабільність фаз в ЖНС за рахунок низького коефіцієнта дифузії, що призводить до гальмування рухливості атомів в γ - фазі.

Це призводить до підвищення температури плавлення сплавів, що містять рений на 50 °С порівняно зі сплавами першого покоління. Співвідношення K_γ для всіх сплавів знаходиться приблизно на тому ж рівні, що пояснюється обмеженням за кількістю введених легувальних елементів у сучасних ЖНС. Для кривої 1 (рис. 3а) залежність температури ліквідус від співвідношення K_γ має такий вигляд:

$t_L = 7,208(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'})^2 - 0,8645(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'}) + 1406,9$, з коефіцієнтом детермінації 0,86; відносна похибка $\pm 3,74$ %.

У монокристалічних сплавах першого покоління головним чином підвищення характеристик жароміцності здійснювалося за рахунок збалансованого вмісту тугоплавких (вольфрам, молібден і танталу) і γ' -утворювальних (алюмінію, титану і танталу) елементів, при одночасному зниженні концентрації хрому та кобальту. Такі тенденції призводять до суттєвих відмінностей у складі γ -фази і, отже, до зміни термодинаміки кристалізації і плавлення металу. Тому було виявлено дві залежності, які з високою точністю обмежують сплави за схемою легування і термодинамічними процесами. Сплави першого покоління мають наступну залежність температури ліквідус від співвідношення K_γ :

$t_L = -3,9843(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'})^2 + 31,908(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'}) + 1342,8$ ($R^2 = 0,85$).

Таким чином, розрахувавши температури солідусу і ліквідусу, за наведеними регресійними моделями, можна прогнозувати ширину температурного інтервалу кристалізації (рис. 3б), що істотно впливає на технологічність сплаву при формуванні бездефектної монокристалічної структури в виливок. Для сплавів 2–3 покоління відповідає крива 1 (рис. 3б) яка має наступну залежність

$\Delta t_{кр} = -50,731(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'})^2 + 241(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'}) - 1891$ з відносною похибкою $\pm 1,4$ %. Сплави першого покоління підпорядковуються наступній математичній моделі

$\Delta t_{кр} = -4,4282(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'})^2 + 38,402(\Sigma_\gamma / \Sigma_{\gamma'}) - 6,4988$ з відносною похибкою $\pm 2,44$ %.

Глотка А.А., Гайдук С.В. Прогнозирование температурных интервалов кристаллизации и гомогенизации в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах

Цель работы. Получение прогнозирующих регрессионных моделей, с помощью которых можно адекватно рассчитывать критические температуры монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), без проведения предварительных экспериментов.

Методы исследования. Экспериментальные значения обрабатывались в программном комплексе Microsoft Office в пакете EXCEL методом наименьших квадратов с получением корреляционных зависимостей типа «параметр- свойство» с получением математических уравнений регрессионных моделей, которые оптимально описывают эти зависимости, и построением линий трендов.

Полученные результаты. Проведено моделирование температурных характеристик монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов. Приведенные соотношения легирующих элементов и регрессионные модели,

Висновки

1. У роботі проведені дослідження моделюванням термодинамічних процесів виділення фаз у монокристалічних сплавах з різними системами легування.

2. Запропоновані співвідношення $K_{\gamma'}$ і K_γ за допомогою яких можна адекватно прогнозувати температурні характеристики для багатокомпонентних композицій монокристалічних ЖНС.

3. Наведено регресійні моделі для розрахунку критичних температур $t_{n,p}$, $t_{ем}$, $t_{s'}$ і t_L , які дають можливість прогнозувати температурні інтервали кристалізації і гомогенізації.

4. Запропоновано ефективне рішення з прогнозування термодинамічної стабільності фаз сплавів як при розробці нових складів ЖНС, так і при вдосконаленні відомих промислових марок.

Список літератури

1. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин / [Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Василенко Л. Б. и др.] // *Материаловедение*. – 2000. – № 2. – С. 32–41.
2. Влияние термической обработки на дендритную ликвиацию и жаропрочность монокристаллов интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al , легированных рением / [Поварова К. Б., Базылева О. А., Дроздов А. А. и др.] // *МиТОМ*. – 2018. – № 9. – С. 38–44.
3. Направленная кристаллизация отливок из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом / [Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лисенко Н. А. и др.] // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2016. – № 1. – С. 40–46.
4. Балицкий О. И. Оцінювання впливу водню на механічні характеристики складнолегованого нікелевого сплаву / Балицкий О. И., Мочульський В. М., Іваськевич Л. М. // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. – 2015. – Т. 51. – № 4. – С. 91–100.
5. Гайдук С. В. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD / Гайдук С. В., Кононов В. В. // *Вестник двигателестроения*. – 2016. – № 1. – С. 107–112.

Одержано 21.12.2018

с помощью которых возможно прогнозировать ширину температурного интервала кристаллизации и оптимальную температуру гомогенизации для конкретного сплава.

Научная новизна. Впервые предложены соотношения $K_{\gamma'}$ и K_{γ} , с помощью которых можно адекватно прогнозировать температурные характеристики для многокомпонентных композиций монокристаллических ЖНС. Впервые приведены регрессионные модели для расчета критических температур $t_{n,p}$, t_{opt} , t_S и t_L , которые дают возможность прогнозировать температурные интервалы кристаллизации и гомогенизации.

Практическая ценность. Предложено эффективное решение по прогнозированию термодинамической стабильности фаз сплавов как при разработке новых составов ЖНС, так и при совершенствовании известных промышленных марок.

Ключевые слова: монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы, термодинамические процессы выделения фаз, критические температуры.

Glotka O., Gaiduk S. Forecasting of temperature intervals of crystallization and homogenization in monocrystalline nickel-base superalloy

Purpose. Obtaining predictive regression models with which one can adequately calculate the critical temperatures for monocrystalline nickel-base superalloy without conducting previous experiments.

Methods of research. Experimental values were processed in the Microsoft Office program suite in the EXCEL package with the least squares method, with the obtaining of the “parameter-property” correlation dependencies with the obtaining of mathematical equations of regression models that optimally describe these dependencies and the construction of trend lines.

Results. The simulation of temperature characteristics of monocrystalline nickel-base superalloy is carried out. The ratios of doping elements and regression models are indicated, with the help of which it is possible to predict the width of the temperature interval of crystallization and the optimum temperature of homogenization for an alloy.

Scientific novelty. For the first time, the relations $K_{\gamma'}$ and K_{γ} are proposed, by which one can adequately predict the temperature characteristics for multicomponent compositions of monocrystalline nickel-base superalloys. For the first time, regression models are presented for calculating critical temperatures $t_{n,p}$, t_{opt} , t_S and t_L which enable to predict temperature intervals of crystallization and homogenization.

Practical value. An effective solution is proposed for prediction of the thermodynamic stability of alloys phases both in the development of new compositions of nickel-base superalloys, as well as in the improvement of well-known industrial brands.

Key words: monocrystalline nickel-base superalloy, thermodynamic processes of phase separation, critical temperatures.

ОПТИМІЗАЦІЯ СКЛАДУ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ РОБОЧИХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ (МОНО) КРИСТАЛІЗАЦІЇ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНИХ ГАЗОВИХ ТУРБІН

Мета роботи. Розробка складу жароміцного нікелевого сплаву, що не містить реній для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації. Сплав повинен мати підвищену структурну стабільність, при збереженні рівня механічних, антикорозійних і жароміцних властивостей і значному зниженні вартості.

Методи дослідження. Для оцінки структурної та фазової стабільності жароміцних нікелевих сплавів застосовували різні розрахункові методи: « ΔE -метод» оцінки збалансованості хімічного складу сплавів за величиною параметра дисбалансу системи легування; методи PHACOMP і New PHACOMP – за хімічним складом γ - твердих розчинів; розроблену в ЗНТУ комплексну методику, яка встановлює взаємозв'язок між різними параметрами структурної стабільності.

Отримані результати. Розрахунково-аналітичними методами розроблений склад нового економнолегованого жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації, який не містить в своєму складі дорогого імпортного ренію.

Наукова новизна. З використанням розрахунково-аналітичних методів розроблений склад жароміцного нікелевого сплаву з підвищеною структурною стабільністю, стійкістю проти високотемпературної корозії і жароміцних властивостей, необхідних для литих монокристалічних виробів.

Поліпшення структурної стабільності й підвищення комплексу властивостей розробленого сплаву забезпечується за рахунок збалансованого легування танталом і вольфрамом (по 8,5 % на середньому рівні), при зменшенні вмісту вуглецю, молібдену і кобальту майже в 2 рази, при відсутності в складі найбільш дорогого компонента – ренію.

Практична цінність. Розроблений економнолегований жароміцний нікелевий сплав, який не містить у своєму складі дорогого ренію, забезпечує весь необхідний комплекс експлуатаційних властивостей при істотному зниженні вартості, і може бути рекомендований для використання при виготовленні монокристалічних литих лопаток газотурбінних установок наземного базування.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, лопатка, наземні газотурбінні установки, реній, структурна стабільність, розрахунково-аналітичні методики, збалансованість хімічного складу, короткочасна міцність, тривала міцність, стійкість проти високотемпературної корозії.

Стан питання

До найбільш відомих ливарних жароміцних нікелевих сплавів, які широко застосовуються для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації в умовах моторобудівних підприємств ПАТ «Мотор Січ» і ГП «Івченко-Прогрес», належать промислові серійні сплави ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ [1, 2].

Відомо, що промисловий ливарний жароміцний некорозійностійкий нікелевий сплав ЖС32-ВІ [1], легований алюмінієм у кількості (5,6...6,3) %, танталом (3,5...4,5) % і ренієм (3,5...4,5) %, за масою, в якому об'ємна частка ($V \gamma'_{20}$) γ' - фази в структурі знаходиться в межах (62...69) %, має значно вищу жароміцність і кращий опір високотемпературної повзучості при 1000 °С,

ніж серійний промисловий ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖС26-ВІ [2], легований алюмінієм у кількості (5,5...6,2) %, і титаном (0,8...1,2) %, за масою, та не містить ренію, в якому об'ємна частка ($V \gamma'_{20}$) γ' - фази в структурі знаходиться в межах (58...64) % за масою.

Однак, промисловий сплав ЖС26-ВІ не має задовільної стійкості проти високотемпературної корозії та рівня характеристик жароміцності, що робить його застосування як матеріалу робочих лопаток стаціонарних ГТУ не перспективним. У той же час промисловий сплав ЖС32-ВІ має необхідний рівень характеристик жароміцності і більш-менш задовільний рівень ВТК-стійкості, але при цьому має у своєму складі дуже дорогий реній (4 %), що робить його застосування для наземних стаціонарних ГТУ економічно недоцільним.

Мета досліджень

Основною метою досліджень була розробка оптимального складу нового ливарного жароміцного нікелевого сплаву з використанням комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) [3–5]. Розроблювальний сплав, призначений для виготовлення робочих лопаток зі спрямованою (моно) структурою до наземних газотурбінних установок Д-336 різних модифікацій (Т1, Т2), повинен мати характеристики міцності на рівні авіаційного промислового серійного ливарного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ [1], взятого за аналог.

За основу було обрано промисловий ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖС26-ВІ [2], взятий за прототип, як найбільш близький за науково-технічною сутністю і очікуваним результатом. Ливарний жароміцний не корозійностійкий нікелевий сплав ЖС26-ВІ до теперішнього часу широко застосовується у вітчизняній промисловості як матеріал для виготовлення робочих лопаток існуючих наземних ГТУ різного призначення, наприклад енергетичних установок типу Д-336.

Методика та актуальність досліджень

Базова система легування сплаву ЖС26-ВІ (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Nb-V-B-C) не містить танталу і ренію. Пошук дослідних композицій розроблюваного сплаву проводився в новій системі легування з виключенням зі складу титану, ніобію та ванадію (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-B-C) при одночасному покроковому варіюванні в дослідних складах вмістом танталу, вольфраму та вуглецю в досліджених межах, що було обумовлено наступними обставинами:

- зниження вмісту вуглецю матиме позитивний вплив на підвищення показників пластичності та покращення характеристик ВТК - стійкості;

- оптимальне легування танталом і вольфрамом разом з алюмінієм підвищить сумарний вміст γ' - утворювальних елементів в складі, що сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V \gamma'^{20}$) γ' - фази в структурі, а також зміни її хімічного складу і підвищення температури кінця ($t_{кр.}^{\gamma'}$) розчинення в γ - твердому розчині, а отже, збільшення залишкової об'ємної частки γ' - фази при підвищених температурах, що матиме позитивний вплив на підвищення рівня характеристик міцності і температурної працездатності;

- тантал позитивно впливає на морфологію та термодинамічну стійкість карбідів типу МС, при цьому створює умови для уповільнення процесу утворення менш стійких карбідів типу $M_{23}C_6$, що поліпшить структурну і фазову стабільність;

- тантал сприяє звуженню температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), в основному за рахунок зниження температури ліквідусу (t_L), що буде позитивно впливати на технологічність сплаву при формуванні бездефектної спрямованої (моно) структури в литих зразках і лопатках.

У зв'язку з вищевикладеним, розробка за алгоритмом методики КРАМ [3–5] оптимального складу ливарного жароміцного сплаву, який не містить в складі ренію і має характеристики жароміцності на рівні промислового сплаву ЖС32-ВІ, який містить реній (4 %), за масою, є актуальним і перспективним напрямком для розвитку вітчизняного наземного газотурбобудування. Розробляємий економнолегований сплав, що не містить ренію, призначений для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для перспективних стаціонарних ГТУ.

Основний матеріал досліджень

Початковий етап розробки полягав в коригуванні границь легування деяких елементів всередині марочного складу промислового сплаву ЖС26-ВІ [2], що було пов'язано з наступним:

- виключення зі складу титану, ніобію і ванадію сприятиме підвищенню структурної стабільності в коригованому складі сплаву ЖС26-ВІ середнього рівня легування;

- зниження середнього вмісту вольфраму з 11,5 % до 9,0 % за масою, сприятиме поліпшенню характеристик структурно-фазової стабільності, зменшенню розкиду показників міцності та покращенню показників ВТК- стійкості в коригованому складі сплаву ЖС26-ВІ середнього рівня легування;

- зниження середньої концентрації зернограничних зміцнювачів – бору до 0,010 % і вуглецю з до 0,09 %, за масою, що сприятиме підвищенню критичних температур в коригованому базовому складі сплаву ЖС26-ВІ середнього рівня легування.

Скоригований склад сплаву ЖС26-ВІ був узятий як базовий, на основі якого далі здійснювався вибір п'яти (1–5) модельних складів (табл. 3) розроблюваного сплаву, що обґрунтовувалося наступним:

- покрокове варіювання вмістом вольфраму від 7,5 % до 9,5 % і введення танталу в інтервалі від 7,5 % до 9,5 % за масою з концентраційним кроком 0,5 % матиме позитивний вплив на характеристики жароміцності розроблюваного сплаву і показники ВТК- стійкості порівняно з базовим сплавом ЖС26-ВІ, взятим за прототип;

- покрокове зниження вмісту вуглецю в інтервалі від 0,15 % до 0,03 % за масою з концентраційним кроком 0,03 % сприятиме підвищенню критичних температур, стабілізації параметрів ВТК- стійкості, зниження загальної об'ємної частки карбідної фази та поліпшенню її морфології, що матиме позитивний вплив на характеристики пластичності розроблюваного сплаву;

- покрокове введення нового елемента танталу в інтервалі від 7,5 % до 9,5 % за масою з концентраційним кроком 0,5 % сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V \gamma'^{20}$) γ' - фази в структурі і зміни її хімічного складу, що підвищить термодинамічну стабільність γ' - фази і її залишкову частку в структурі розроблюваного сплаву в межах температурного діапазону (800...1000 °С);

- визначення оптимального вмісту і границь легування вуглецем, вольфрамом і танталом в складі розроблюваного сплаву забезпечить підвищення жароміцності до рівня промислового сплаву ЖС32-ВІ, поліпшить його технологічність за рахунок звуження температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр}$), що є важливим при формуванні бездефектної структури в зразках і лопатках, отриманих методом спрямованої (моно) кристалізації;

- підхід до оптимізації хімічного складу за багатьма критеріями в новій вибраній системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-V-Y-La-C) забезпечить виконання заданих вимог, щодо забезпечення рівня контрольованих параметрів, які були визначені для розроблюваного сплаву (див. табл. 1).

У таблиці 3 представлено дослідні склади (1–5) розроблюваного сплаву, разом зі складами промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ середнього рівня легування.

Діапазон варіювання елементами в новій обраній системі легування (Ni-Cr-Co-Al-Mo-W-Ta-V-C) розроблюваного сплаву був заданий в наступних досліджуваних межах: вуглець (0,03...0,15) %; вольфрам (7,5...9,5) %; тантал (7,5...9,5) % за масою, при співвідношенні в дослідних складах W/Ta \approx 1,0.

Для дослідних складів (1–5) і промислових сплавів ЖС32-ВІ [1] і ЖС26-ВІ [2], наведених в таблиці 3, були розраховані основні групи параметрів за регресійними моделями, відповідно з алгоритмом методики КРАМ [3–5].

Результати розрахункових параметрів, що були отримані на модельних складах (1–5), порівнювалися з рівнем контрольованих показників. Це дозволило здійснити порівняльну оцінку за заданими критеріями і визначити один оптимальний склад для проведення подальших експериментальних досліджень в промислових умовах.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідних сплавів

| Марка сплаву | Середній вміст елемента %, за масою; Ni – основа | | | | | | | | | | | |
|--------------|--|-----|-----|-----|-----|-----|------------|-----|-----|------------|-----|-------|
| | C | Cr | Co | Al | Ti | Mo | W | Nb | V | Ta | Re | B |
| ЖС32-ВІ | 0,15 | 5,0 | 9,0 | 6,0 | - | 1,0 | 8,3 | 1,5 | - | 4,0 | 4,0 | 0,02 |
| Склад 1 | 0,15 | 5,0 | 5,5 | 5,9 | - | 0,7 | 7,5 | - | - | 7,5 | - | 0,01 |
| Склад 2 | 0,12 | 5,0 | 5,5 | 5,9 | - | 0,7 | 8,0 | - | - | 8,0 | - | 0,01 |
| Склад 3 | 0,09 | 5,0 | 5,5 | 5,9 | - | 0,7 | 8,5 | - | - | 8,5 | - | 0,01 |
| Склад 4 | 0,06 | 5,0 | 5,5 | 5,9 | - | 0,7 | 9,0 | - | - | 9,0 | - | 0,01 |
| Склад 5 | 0,03 | 5,0 | 5,5 | 5,9 | - | 0,7 | 9,5 | - | - | 9,5 | - | 0,01 |
| ЖС26-ВІ | 0,15 | 5,0 | 9,0 | 5,8 | 1,0 | 1,1 | 11,7 | 1,6 | 1,0 | - | - | 0,015 |

Таблиця 2 – Регресійні моделі для розрахунку параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС [3–5]

| Розрахунковий параметр | Умови стабільності | Коефіцієнт детермінації, R^2 | Регресійні моделі для розрахунку параметрів структурної стабільності |
|------------------------|--------------------|--------------------------------|---|
| $\Pi_{ТЦУ}$ | - | - | $\Pi_{ТЦУ} = Cr / (Cr + Mo + W)$ |
| $\bar{N}v_{\gamma}$ | $\leq 2,40$ | 0,9112 | $\bar{N}v_{\gamma} = 1,7346 \cdot (\Pi_{ТЦУ}) + 0,7593$ |
| $\bar{M}d_{\gamma}$ | $\leq 0,93$ | 0,9813 | $\bar{M}d_{\gamma} = 0,0975 \cdot (\bar{N}v_{\gamma}) + 0,6941$ |
| ΔE [.....] | $0,00 \pm 0,04$ | - | $\Delta E = \sum E_i \cdot C_i - 0,036 \cdot \sum A_i \cdot C_i - 6,28$ |
| $\bar{M}d_c$ | $0,980 \pm 0,008$ | 0,9886 | $\bar{M}d_c = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803$ |

Параметри структурної стабільності досліджених складів, розрахованих за регресійними рівняннями методики КРАМ

Відповідно з алгоритмом експрес-методики КРАМ [3–5] за відповідними регресійними моделями (табл. 2) було здійснено порівняльну оцінку структурної стабільності дослідних складів (1–5) за параметрами $\bar{N}v_{\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, $\bar{M}d_c$, ΔE порівняно з цими показниками для промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ.

Відповідно з ΔE - методом [6, 7], показано, що в складі ливарних ЖНС з великим негативним значенням дисбалансу системи легування ($\Delta E \ll -0,04$) велика ймовірність утворення гетеротипних фаз: карбідів типу M_6C , α -фаз на основі вольфраму (α_w) і молібдену (α_{Mo}), а також ТЦУ фаз типу (σ -, μ -). У той же час сплави з великим позитивним значенням дисбалансу системи легування ($\Delta E \gg +0,04$), схильні до утворення гомеотипних фаз типу η - фази на основі (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta), а також евтектичних (+) (перитектичних) фаз на основі (Ni_3Al). Якщо величина ($\Delta E \rightarrow 0$) близька до нуля, то сплав за хімічним складом вважається ідеально збалансованим. У таблиці 3 представлено результати порівняльної оцінки структурної стабільності дослідних складів (1–5) розроблюваного сплаву, разом з результатами для промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ. Склади, що задовільняли умовам: $\bar{N}v_{\gamma} \leq 2,40$; $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$; $0,04 \leq \Delta E \leq +0,04$; $0,972 \leq \bar{M}d_c \leq 0,988$, вважалися фазово-стабільними. Розрахунки параметрів структурної стабільності ($\bar{N}v_{\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, ΔE , $\bar{M}d_c$) проводилися в атомн. % за регресійними моделями методики КРАМ [3–5].

Таблиця 3 – Розрахункові значення параметрів структурної стабільності (група 1) досліджених сплавів [3–5]

| Марка сплаву | Варіювання елементами, % за масою | | | Параметри структурної стабільності, розраховані за регресійними моделями методики КРАМ [3–5] | | | |
|--------------|-----------------------------------|------|-----|--|-------------------------------|----------------------------------|--------------------------|
| | С | W | Ta | $\bar{N}v_{\gamma} \leq 2,4$ | $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$ | $\bar{M}d_c \leq 0,98 \pm 0,008$ | $\Delta E \leq \pm 0,04$ |
| ЖС32-ВІ | 0,15 | 8,3 | 4,0 | 1,8587 | 0,8753 | 0,9570 | - 0,1238 |
| Склад 1 | 0,15 | 7,5 | 7,5 | 1,9156 | 0,8809 | 0,9899 | +0,0512 |
| Склад 2 | 0,12 | 8,0 | 8,0 | 1,8942 | 0,8788 | 0,9836 | +0,0174 |
| Склад 3 | 0,09 | 8,5 | 8,5 | 1,8735 | 0,8768 | 0,9771 | -0,0171 |
| Склад 4 | 0,06 | 9,0 | 9,0 | 1,8537 | 0,8748 | 0,9705 | -0,0522 |
| *Склад 5 | 0,03 | 9,5 | 9,5 | 1,8345 | 0,8730 | 0,9638 | -0,0877 |
| ЖС26-ВІ | 0,15 | 11,7 | - | 1,7332 | 0,8631 | 0,9713 | -0,0477 |

Встановлено (див. табл. 3), що дослідні склади 2 і 3 збалансовані з точки зору умов дисбалансу системи легування ($\Delta E = \pm 0,04$). Так, величина (ΔE) для дослідних складів 2 і 3 знаходиться в межах від +0,0174 до -0,0171, що задовольняє умовам збалансованого легування. Відомо [3–5], що структурна і фазова стабільність є необхідною, але недостатньою умовою для досягнення необхідного рівня жароміцності в температурному діапазоні (800...1000 °С), що підтверджено практикою.

Тому дослідний склад 1 ($\Delta E = +0,0512$) і склад 4 ($\Delta E = -0,0522$), а також промисловий сплав ЖС26-ВІ ($\Delta E = -0,0477$), які за розрахунками мають незначну схильність до фазової нестабільності, не виключалися з подальших розрахункових досліджень. Разом з тим, показано, що величина (ΔE) для промислового сплаву ЖС32-ВІ ($\Delta E = -0,1238$) і дослідного складу 5 ($\Delta E = -0,0877$) не задовольняє умовам збалансованого легування ($\Delta E = \pm 0,04$), тому склад 5 був виключений з подальших розрахункових досліджень.

Критичні температури досліджених сплавів, розраховані за регресійними моделями методики КРАМ

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ [3–5] за відповідними регресійними моделями (табл. 4) для фа-

зово-стабільних композицій 2 і 3 розроблюваного сплаву, а також дослідних складів 1 і 4 та промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ були здійснені порівняльні розрахунки критичних температур, що представлено в таблиці 5.

Встановлено (табл. 5), що кращі показники контрольованих критичних температур (t_s , $t'_{к.р.}$, $\Delta t_{к.р.}$, $\Delta t_{ГОМ.}$), відповідальних за рівень показників жароміцності, а також технологічність при отриманні бездефектної спрямованої (моно) структури в зразках і лопатках, має дослідний склад 4.

Порівняно з дослідними складами 2–4, у яких виконуються всі умови по розробці, у дослідного складу 1 і промислових ливарних жароміцних сплавів ЖС32-ВІ та ЖС26-ВІ (див. табл. 5) не виконується умова ($t'_{к.р.} \geq 1270$ °С), при цьому всі інші умови з розробки виконуються ($t_s \geq 1300$ °С; $\Delta t_{к.р.} \leq 80$ °С; $\Delta t_{ГОМ.} \geq 20$ °С).

Порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених складів за величиною «еквівалентного» хрому [Cr]_{ЕКВ.}

Відомо [4], що оцінка впливу кожного легувального елемента окремо може бути неадекватною при різних

Таблиця 4 – Регресійні моделі для розрахунку критичних температур ливарних ЖНС [3–5]

| Розрахунковий параметр | Одиниця виміру | R^2 | Регресійні моделі для розрахунку критичних температур |
|------------------------|----------------|--------|--|
| $\sum C_i^{\gamma}$ | %, за масою | - | $\sum C_i^{\gamma} = (Mo+W+Ta+Re+Ru)$ |
| t_L | °С | 0,9801 | $t_L = 5,5572 \cdot (\sum C_i^{\gamma}) + 1309,3$ |
| t_s | °С | 0,9816 | $t_s = 8,7819 \cdot (\sum C_i^{\gamma}) + 1189,6$ |
| $\sum C_i^{\gamma'}$ | %, за масою | - | $\sum C_i^{\gamma'} = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)$ |
| $t_{ЕВТ.}$ | °С | 0,9563 | $t_{ЕВТ.} = 16,059 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 1101,8$ |
| $t_{к.р.}^{\gamma}$ | °С | 0,9715 | $t_{к.р.}^{\gamma} = 25,073 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 955,01$ |
| $t_{п.р.}^{\gamma}$ | °С | 0,9691 | $t_{п.р.}^{\gamma} = 3,0087 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 818,49$ |

Таблиця 5 – Розрахункові результати температурних характеристик досліджених сплавів

| Марка сплаву | Температурні характеристики, °С | | | | | | | | |
|--------------|---------------------------------|--------|--------|--------------------|------------|---------------------|---------------------|-------------------|-------------------|
| | $\sum C_{\gamma}$ | t_L | t_s | $\sum C_{\gamma'}$ | $t_{ЕВТ.}$ | $t_{п.р.}^{\gamma}$ | $t_{к.р.}^{\gamma}$ | $\Delta t_{к.р.}$ | $\Delta t_{ГОМ.}$ |
| ЖС32-ВІ | 17,3 | 1405,5 | 1341,5 | 11,5 | 1286,5 | 853,1 | 1262,2 | 64,0 | 24,3 |
| Склад 1 | 15,7 | 1396,5 | 1327,5 | 13,4 | 1287,0 | 858,8 | 1270,4 | 69,0 | 16,6 |
| Склад 2 | 16,7 | 1402,1 | 1336,3 | 13,9 | 1295,0 | 860,3 | 1273,5 | 65,8 | 21,5 |
| Склад 3 | 17,7 | 1407,7 | 1345,0 | 14,4 | 1303,0 | 861,8 | 1276,1 | 62,7 | 26,9 |
| Склад 4 | 18,7 | 1413,2 | 1353,8 | 14,9 | 1305,1 | 863,3 | 1277,6 | 59,4 | 27,5 |
| ЖС26-ВІ | 12,8 | 1380,4 | 1302,0 | 8,4 | 1286,7 | 843,7 | 1265,6 | 78,4 | 21,1 |

схемах легування, в зв'язку з чим проводили комплексну оцінку корозійної стійкості. Тому була проведена порівняльна оцінка впливу легувальних елементів на ВТК-стійкість дослідних сплавів у функції «еквівалентного» хрому, де у рівнянні Рентца [4] показано, який потрібен «ефективний» вміст хрому, щоб протистояти ВТК в різних корозійних середовищах.

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ [3–5], для фазово-стабільних композицій 2 і 3, та умовно стабільних композицій 1 і 4, а також промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ була проведена порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених сплавів за «еквівалентним» хромом $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$, що наведено в таблиці 6, величину якого розраховували за багатокомпонентним регресійним рівнянням Рентца:

$$[Cr]_{\text{ЕКВ}} = [Cr] + 3,8 \cdot [Al - 5] + 2 \cdot [W] - 12,5 \cdot [C] - 1,4 \cdot [Mo - 1] \quad (1)$$

Встановлено, що промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС3 2-ВІ ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 23,525$), а також дослідний склад 1 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 21,965$) і склад 2 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 23,340$) мають кращі показники ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$, ніж склад 3 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 24,715$) і склад 4 ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 26,090$), але кращі показники, ніж промисло-

вий ливарний жароміцний сплав ЖС26-ВІ ($[Cr]_{\text{ЕКВ}} = 30,185$), у якого цей показник найгірший, що не забезпечує йому необхідний опір до високотемпературної корозії та поверхневу стабільність в цілому (див. табл. 6).

Характеристики міцності досліджених сплавів, розраховані за регресійними моделями методики КРАМ

Відповідно з алгоритмом за регресійними моделями методики КРАМ (табл. 7–9) [3–5] для дослідних складів (1–4), а також промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ, були здійснені розрахунки об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в їх структурі, а також виконані розрахунки границь короткочасної (σ_B^t) і тривалої (σ_t^t) міцності для досліджених температур, що наведено в таблицях 10–12.

Встановлено, що кращі показники границь короткочасної міцності (σ_B^t) за температур 20 °, 800 °, 900 °С має дослідний склад 4, а за температури 1000 °С – дослідний склад 4 і промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС32-ВІ (табл. 10).

Таблиця 6 – Результати розрахунків величини ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$ досліджених сплавів

| Величина $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$, % за масою | Марка сплаву | | | | | |
|--|--------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| | ЖС32-ВІ | Склад 1 | Склад 2 | Склад 3 | Склад 4 | ЖС26-ВІ |
| | 23,525 | 21,965 | 23,340 | 24,715 | 26,090 | 30,185 |

Таблиця 7 – Регресійні моделі для розрахунку об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС за сумарним вмістом γ' - утворюючих елементів в складі [3–5]

| Розрах. параметр | Одиниця виміру | R^2 | Регресійні моделі для розрахунку об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, % за масою |
|------------------------|----------------|--------|--|
| $\Sigma C_i^{\gamma'}$ | %, мас. | - | $\Sigma C_i^{\gamma'} = Al + Ti + Nb + Ta + Hf$ |
| $V_{\gamma'}^{20}$ | %, мас. | 0,9671 | $V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209$ |
| $V_{\gamma'}^{800}$ | %, мас. | 0,9665 | $V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493$ |
| $V_{\gamma'}^{900}$ | %, мас. | 0,9677 | $V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033$ |
| $V_{\gamma'}^{1000}$ | %, мас. | 0,9686 | $V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409$ |

Таблиця 8 – Регресійні моделі для розрахунку границь короткочасної міцності (σ_B^t) за об'ємною часткою ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі ЖНС [3–5]

| Розрахунковий параметр | Одиниця виміру | R^2 | Регресійні моделі для розрахунку границь короткочасної міцності (σ_B^t), МПа |
|------------------------|----------------|--------|---|
| σ_B^{20} | МПа | 0,9479 | $\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049$ |
| σ_B^{800} | МПа | 0,9517 | $\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67$ |
| σ_B^{900} | МПа | 0,9857 | $\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60$ |
| σ_B^{1000} | МПа | 0,9461 | $\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07$ |

Таблиця 9 – Регресійні моделі для розрахунку границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності за об'ємною часткою ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі ЖНС [3–5]

| Розрахунковий параметр | Одиниця виміру | R^2 | Регресійні моделі для розрахунку границь (σ_{100}^t) і (σ_{1000}^t) годинної тривалої міцності, МПа |
|------------------------|----------------|--------|---|
| σ_{100}^{800} | МПа | 0,9859 | $\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09$ |
| σ_{1000}^{800} | МПа | 0,9645 | $\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101$ |
| σ_{100}^{900} | МПа | 0,9802 | $\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463$ |
| σ_{1000}^{900} | МПа | 0,9692 | $\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47$ |
| σ_{100}^{1000} | МПа | 0,9875 | $\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666$ |
| σ_{1000}^{1000} | МПа | 0,9650 | $\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95$ |

Таблиця 10 – Розрахункові значення границь короткочасної (σ_B) міцності за температур 20 °, 800 °, 900 ° і 1000 °С для досліджених сплавів

| Марка сплаву | Границі короткочасної (σ_B) міцності, МПа | | | | | | | |
|--------------|--|-----------------|-------------------|------------------|-------------------|------------------|--------------------|-------------------|
| | $V_{\gamma, 20}$ | σ_B^{20} | $V_{\gamma, 800}$ | σ_B^{800} | $V_{\gamma, 900}$ | σ_B^{900} | $V_{\gamma, 1000}$ | σ_B^{1000} |
| ЖС32-ВІ | *67,8 | *1238,8 | *65,0 | *1129,6 | *59,9 | *1021,4 | *50,5 | *750,8 |
| РМ | 62,0 | 1185,9 | 61,7 | 1113,7 | 57,2 | 994,1 | 49,5 | 709,7 |
| Склад 1 | *72,9 | *1109,1 | *68,7 | *1081,9 | *62,6 | *984,3 | *53,0 | *696,0 |
| РМ | 65,8 | 1165,4 | 64,9 | 1041,3 | 61,1 | 945,7 | 55,4 | 662,6 |
| Склад 2 | *75,2 | *1214,5 | *71,2 | *1054,0 | *65,7 | *990,1 | *56,7 | *715,4 |
| РМ | 66,9 | 1184,3 | 65,3 | 1044,0 | 61,7 | 953,6 | 56,6 | 673,4 |
| Склад 3 | *76,8 | *1222,7 | *73,1 | *1063,7 | *68,4 | *987,4 | *60,3 | *732,8 |
| РМ | 68,0 | 1202,3 | 65,4 | 1044,9 | 62,1 | 959,1 | 57,6 | 682,9 |
| Склад 4 | *78,0 | *1231,8 | *74,2 | *1089,3 | *70,1 | *991,3 | *63,9 | *746,7 |
| РМ | 69,0 | 1219,4 | 65,3 | 1053,9 | 62,3 | 962,3 | 58,5 | 691,0 |
| ЖС26-ВІ | *66,7 | *943,7 | *63,8 | *979,2 | *62,5 | *753,9 | *54,4 | *547,5 |
| РМ | 61,7 | 929,8 | 59,5 | 910,7 | 55,4 | 736,4 | 45,5 | 483,3 |

Таблиця 11 – Розрахункові значення границь (σ_{100}) тривалої міцності за температур 800 °, 900 ° і 1000 °С для досліджених сплавів

| Марка сплаву | Границі (σ_{100}) - годинної тривалої міцності, МПа | | | | | |
|--------------|--|----------------------|-------------------|----------------------|--------------------|-----------------------|
| | $V_{\gamma, 800}$ | σ_{100}^{800} | $V_{\gamma, 900}$ | σ_{100}^{900} | $V_{\gamma, 1000}$ | σ_{100}^{1000} |
| ЖС32-ВІ | *65,0 | *725,0 | *59,9 | *459,0 | *50,5 | *230,0 |
| РМ | 61,7 | 695,6 | 57,2 | 441,6 | 49,5 | 225,9 |
| Склад 1 | *68,7 | *660,0 | *62,6 | *400,0 | *53,0 | *190,0 |
| РМ | 64,9 | 667,8 | 61,1 | 418,2 | 55,4 | 259,4 |
| Склад 2 | *71,2 | *680,0 | *65,7 | *420,0 | *56,7 | *200,0 |
| РМ | 65,3 | 670,5 | 61,7 | 423,8 | 56,6 | 206,2 |
| Склад 3 | *73,1 | *700,0 | *68,4 | *440,0 | *60,3 | *210,0 |
| РМ | 65,4 | 671,4 | 62,1 | 427,7 | 57,6 | 212,3 |
| Склад 4 | *74,2 | *720,0 | *70,1 | *450,0 | *63,9 | *225,0 |
| РМ | 65,3 | 670,4 | 62,3 | 440,0 | 58,5 | 217,5 |
| ЖС26-ВІ | *66,7 | *600,0 | *62,5 | *380,0 | *54,4 | *190,0 |
| РМ | 61,7 | 578,9 | 55,4 | 369,7 | 45,5 | 185,7 |

Таблиця 12 – Розрахункові значення границь (σ_{1000}) тривалої міцності за температур 800 °, 900 ° і 1000 °С для досліджених сплавів

| Марка сплаву | Границі (σ_{1000}) - годинної тривалої міцності, МПа | | | | | |
|--------------|---|-----------------------|-------------------|-----------------------|--------------------|------------------------|
| | $V_{\gamma, 800}$ | σ_{1000}^{800} | $V_{\gamma, 900}$ | σ_{1000}^{900} | $V_{\gamma, 1000}$ | σ_{1000}^{1000} |
| ЖС32-ВІ | *65,0 | *600,0 | *59,9 | *355,0 | *50,5 | *150,0 |
| РМ | 61,7 | 589,6 | 57,2 | 346,8 | 49,5 | 144,0 |
| Склад 1 | *68,7 | *540,0 | *62,6 | *290,0 | *53,0 | *100,0 |
| РМ | 64,9 | 524,9 | 61,1 | 313,9 | 55,4 | 115,5 |
| Склад 2 | *71,2 | *560,0 | *65,7 | *307,0 | *56,7 | *110,0 |
| РМ | 65,3 | 547,5 | 61,7 | 329,6 | 56,6 | 122,0 |
| Склад 3 | *73,1 | *580,0 | *68,4 | *330,0 | *60,3 | *125,0 |
| РМ | 65,4 | 568,3 | 62,1 | 363,6 | 57,6 | 137,7 |
| Склад 4 | *74,2 | *590,0 | *70,1 | *350,0 | *63,9 | *145,0 |
| РМ | 65,3 | 577,4 | 62,3 | 345,8 | 58,5 | 142,6 |
| ЖС26-ВІ | *66,7 | *510,0 | *62,5 | *240,0 | *54,4 | *90,0 |
| РМ | 61,7 | 494,9 | 55,4 | 223,4 | 45,5 | 80,5 |

Примітка до таблиць 10–12: у рядках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а у рядках нижче наведено дані розрахунків за відповідними групами регресійних моделей методики КРАМ [3–5].

Таблиця 13 – Хімічний склад розробленого сплаву ЗМІ-М5 для спрямованої (моно) кристалізації відповідно з ТУ 1-92-177-91

| Рівень легування | Вміст елементу, % за масою; Ni – основа | | | | | | | |
|------------------|---|------------|------------|------------|------------|------------|------------|--------------|
| | C | Cr | Co | Al | Mo | W | Ta | B |
| Мінімальний | 0,09 | 4,5 | 5,0 | 5,7 | 0,4 | 8,5 | 8,5 | 0,005 |
| Середній | 0,06 | 5,0 | 5,5 | 6,0 | 0,7 | 9,0 | 9,0 | 0,010 |
| Максимальний | 0,03 | 5,5 | 6,0 | 6,3 | 1,0 | 9,5 | 9,5 | 0,015 |
| Границі (ЛЕ) | ±0,3 | ±0,5 | ±0,5 | ±0,3 | ±0,3 | ±0,5 | ±0,5 | ±0,005 |

Встановлено, що близький рівень показників границь 100- і 1000-годинної тривалої міцності (σ_t') за температур 800°, 900° і 1000 °С мають дослідний склад і промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС32-ВІ (табл. 11, 12).

Екстраполяція значень довговічності ($\tau_{руйн.}$) для умов випробування ($\tau_{300}^{975} \geq 40$ годин) показала, що кращі розрахункові показники середнього часу до руйнування зразків у дослідного складу 4, що становить ($\tau_{руйн.} = 45,4$ години) і зразків промислового сплаву ЖС32-ВІ – ($\tau_{руйн.} = 66,3$ години), що задовільняє умовам розробки, в порівнянні із зразками промислового сплаву ЖС26-ВІ ($\tau_{руйн.} = 18,4$ години).

У процесі оптимізації складу розроблюваного сплаву за заданими критеріями було показано, що структурна стабільність є важливою характеристикою, але ще недостатньою умовою для забезпечення необхідного рівня жароміцності в температурному діапазоні (800...1000 °С).

За алгоритмом, відповідно за групами регресійних рівнянь методики КРАМ [3–5], поетапно були виконані порівняльні розрахунки для досліджених сплавів за групами заданих характеристик. Це дозволило шляхом порівняльної оцінки за заданими критеріями визначити оптимальний склад 4, який задовільняє всім контрольованим характеристикам, відповідно з вихідними умовами розробки. Таким чином, за заданими критеріями для подальших експериментальних досліджень було обрано оптимальний склад 4, який було прийнято за середній рівень легування, з присвоєнням йому марки ЗМІ-М5.

У таблиці 13 наведено оптимальний склад розробленого сплаву ЗМІ-М5, із зазначенням середнього вмісту основних легувальних елементів та їх граничними допусками, відповідно до нормативів тимчасових ТУ.

Висновки

У результаті комплексних розрахункових досліджень з розробки оптимального складу нового вітчизняного ливарного жароміцного нікелевого сплаву марки ЗМІ-М5, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для стаціонарних газотурбінних установок, вперше було встановлено наступне: $\bar{N}v_\gamma, \bar{M}d_\gamma, \bar{M}d_c$,

- отримано показники структурної стабільності відповідно з вихідними умовами розробки ($\bar{N}v_\gamma \leq 2,40$; $\bar{M}d_\gamma \leq 0,93$; $\Delta E = 0,00 \pm 0,04$; $\bar{M}d_c = 0,980 \pm 0,008$), що враховують збалансованість системи легування: $\bar{N}v_\gamma = 1,8537$; $\bar{M}d_\gamma = 0,8748$; $\Delta E = -0,0522$; $\bar{M}d_c = 0,9705$, які забезпечують задовільну структурну та фазову стабільність розробленого безренієвого сплаву ЗМІ-М5;

- отримано температурні показники відповідно з вихідними умовами розробки ($t_s \geq 1300$ °С; $t'_{кр.} \geq 1270$ °С;

$\Delta t_{кр.} \leq 80$ °С; $\Delta t_{ТОМ.} \geq 20$ °С), які відповідають величинам температур: солідус ($t_s = 1353,8$ °С); температура кінця ($t'_{кр.} = 1277,6$ °С) розчинення γ' - фази; температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{кр.} = 59,4$ °С); температурний інтервал для проведення гомогенізації, обробки на - твердий розчин ($\Delta t_{ТОМ.} = 27,5$ °С), що забезпечує оптимальний мікроструктурний стан і показники механічних властивостей розробленого безренієвого ливарного жароміцного сплаву ЗМІ-М5 на рівні промислового серійного сплаву ЖС32-ВІ, який містить реній (4 %), за масою;

- за рахунок забезпечення виділення в структурі розробленого сплаву ЗМІ-М5 об'ємної частки ($V_{\gamma',20}$) γ' - фази в межах (69,0...78,0) %, за масою, а також забезпечення показника місфіт-фактора в межах ($\delta = 0,398 - 0,450$ %) було досягнуто рівень показників міцності: границя короточасної міцності в межах ($\sigma_B^{20} = 1219,0...1231,8$) МПа і показників середньої довговічності зразків ($\tau_{300}^{975} = 45,4$ години), відповідно з вихідними вимогами до розробки ($V_{\gamma',20}$ і 60 %; $\delta = 0,25...0,45$ %; σ_B^{20} і 900 МПа; τ_{300}^{975} і 40 годин) та нормативами ТУ 1-92-177-91;

- за рахунок забезпечення показника ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{ЕКВ.} < 30$ %, була досягнута корозійна стійкість розробленого безренієвого нікелевого сплаву ЗМІ-М5 на рівні близькому до серійного промислового жароміцного сплаву ЖС32-ВІ, що містить в складі реній;

- за оптимальними показниками комплексу властивостей для подальших експериментальних досліджень було обрано дослідний склад 4, який не містить ренію, з присвоєнням йому марки ЗМІ-М5, призначений для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок, з метою заміни промислового сплаву ЖС32-ВІ, що містить в складі дорогої реній.

Список літератури

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
3. Гайдук С. В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей / С. В. Гайдук, С. Б. Беліков. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – 80 с. – ISBN : 978-617-529-160-3.
4. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 92–103.

5. Гайдук С. В. Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2017. – № 1(126). – С. 44–51.
6. Морозова, Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – № 1. – С. 38–41.
7. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №12. – С. 52–56.

Одержано 31.01.2019

Гайдук С.В., Милонин Е.В., Наумик В.В. Оптимизация состава литейного жаропрочного никелевого сплава для изготовления литых рабочих лопаток методом направленной (моно) кристаллизации для перспективных газовых турбин

Цель работы. Разработка состава жаропрочного никелевого сплава, не содержащего рений, для изготовления литых рабочих лопаток методом направленной (моно) кристаллизации. Сплав должен обладать повышенной структурной стабильностью, при сохранении уровня механических, антикоррозионных и жаропрочных свойств и значительном снижении стоимости.

Методы исследования. Для оценки структурной и фазовой стабильности жаропрочных никелевых сплавов применяли различные расчётные методы: « ΔE - метод» оценки сбалансированности химического состава сплавов по величине параметра дисбаланса системы легирования; методы PHACOMP и New PHACOMP – по химическому составу γ - твердых растворов; разработанную в ЗНТУ комплексную методику, устанавливающую взаимосвязь между различными параметрами структурной стабильности.

Полученные результаты. Расчётно-аналитическими методами разработан состав нового эконмнелегированного жаропрочного никелевого сплава для изготовления литых лопаток методом направленной (моно) кристаллизации, который не содержит в своем составе дорогостоящего импортного рения.

Научная новизна. С использованием расчётно-аналитических методов разработан состав жаропрочного никелевого сплава с повышенной структурной стабильностью, стойкостью против высокотемпературной коррозии и жаропрочными свойствами необходимыми для литых монокристаллических изделий.

Улучшение структурной стабильности и повышения комплекса свойств разработанного сплава обеспечивается за счет сбалансированного легирования танталом и вольфрамом (по 8,5 % на среднем уровне), при уменьшении содержания углерода, молибдена и кобальта почти в 2 раза, при отсутствии в составе наиболее дорогостоящего компонента – рения.

Практическая ценность. Разработанный эконмнелегированный жаропрочный никелевый сплав, не содержащий в своём составе дорогостоящего рения, обеспечивает весь необходимый комплекс эксплуатационных свойств, при существенном снижении стоимости, и может быть рекомендован для использования при изготовлении монокристаллических литых лопаток газотурбинных установок наземного базирования.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, лопатка, наземные газотурбинные установки, рений, структурная стабильность, расчётно-аналитические методики, сбалансированность химического состава, кратковременная прочность, длительная прочность, стойкость против высокотемпературной коррозии.

Gaiduk S., Milonin Ye., Naumik V. Optimization of the composition of the foundry heat-resistant nickel alloy for the manufacture of cast working blades using the method of (mono) crystallization for promising gas turbines

Purpose. Development of the composition of a heat-resistant nickel alloy not containing rhenium for the manufacture of cast working blades by the method of directional (mono) crystallization. The alloy should have increased structural stability, while maintaining the level of mechanical, anti-corrosion and heat-resistant properties and a significant reduction in cost.

Research methods. To estimate the structural and phase stability of high-temperature nickel alloys, various calculation methods were used: « ΔE -method» for assessing the balance of the chemical composition of the alloys by the value of the unbalance parameter of the doping system; PHACOMP and New PHACOMP – on the chemical composition of γ - solid solutions; developed in ZNTU complex methodology that establishes the relationship between the various parameters of structural stability.

Results. Computing-analytical methods have been used to develop the composition of an economically-alloyed heat-resistant nickel alloy for the manufacture of cast blades by the method of directional (mono) crystallization, which does not contain expensive imported rhenium.

Scientific novelty. Using computational and analytical methods, a composition of a heat-resistant nickel alloy with increased structural stability, resistance to high-temperature corrosion, and heat-resistant properties necessary for cast single-crystal products has been developed.

Improvement of structural stability and improvement of the complex of properties of the developed alloy is provided by balanced doping with tantalum and tungsten (8.5 % at an average level), at reducing the content of carbon, molybdenum and cobalt by almost 2 times, and absence of the most expensive component in the composition – rhenium.

Practical value. The developed economically-alloyed heat-resistant nickel alloy, which does not contain expensive rhenium, provides all the necessary operational properties, with a significant reduction in cost, and can be recommended for use in the manufacture of single-crystal cast blades of land-based gas turbine units.

Key words: nickel-base superalloy, blade, ground gas turbine units, rhenium, structural stability, computational and analytical methods, chemical composition balance, short-term strength, long-term strength, resistance to high-temperature corrosion.

УДК 669.187.26

Канд. техн. наук Билоник И. М.¹, Давидченко С. В.², Билоник Д. И.¹, канд. техн. наук
Шумикин С. А.¹, Кононенко А. В.¹,¹ Запорожский национальный технический университет² ЧАО «Днепроспецсталь»; г. Запорожье

ПОЛУЧЕНИЕ ЗАГОТОВОК ЗАПОРНОГО КЛАПАНА ИЗ СТАЛИ 08X18H10T МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ВЫПЛАВКИ С ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМ ПОДОГРЕВОМ РАСХОДУЕМОГО ЭЛЕКТРОДА (ЭШВ+ДП)

Цель работы. Получить методом электрошлаковой выплавки с дополнительным плазменно-дуговым подогревом расходного электрода (ЭШВ+ДП) заготовку клапана из стали 08X18H10T. Определить параметры процесса и исследовать качество литого металла заготовки клапана.

Методы исследования. Электронная фиксация технологических параметров плавки (ток, напряжение, скорость подачи электрода, расход электроэнергии). Макро- и микроанализ структуры отливки. Металлографический метод определения объемной доли неметаллических включений. Механические испытания.

Полученные результаты. Установлено, что дополнительный плазменно-дуговой подогрев расходного электрода во время электрошлаковой выплавки позволяет увеличить допустимую скорость наплавления слитка до 20 %, снизить при этом удельный расход электроэнергии на 15–17 %. Качество металла полученной заготовки клапана полностью отвечает требованиям ГОСТ 5632-72, ГОСТ 25054-81.

Научная новизна. Впервые показана возможность повышения технико-экономических показателей электрошлакового процесса при сохранении свойств качества металла. Способ ЭШВ+ДП защищен авторским свидетельством.

Практическое значение. На основании приведенных в статье данных можно значительно расширить сферу применения технологии ЭШВ+ДП для получения широкой номенклатуры деталей.

Ключевые слова: электрошлаковая выплавка, плазменно-дуговой нагрев, макроструктура, микроструктура, механические свойства.

Введение

Электрошлаковое литье нашло широкое применение в машиностроении для изготовления ответственных деталей. В частности, литые заготовки коленчатых валов судовых дизелей [1], бандажи цементных печей [2], валки станов горячей и холодной прокатки [3]. Особенно следует отметить применение электрошлакового литья для получения из нержавеющей сталей деталей запорной арматуры для атомных станций [4]. Это свидетельствует о высокой технологичности электрошлакового процесса и высоком качестве литого металла.

Процесс электрошлакового литья или же электрошлаковой выплавки постоянно совершенствуется. Появляются новые технологические решения, обеспечивающие повышение как технико-экономической эффективности данного процесса, так и улучшение качества литого металла. Одним из таких решений является подогрев расходного электрода во время плавки дополнительным источником тепла [5, 6]. Как показано в работе [6], при помощи дополнительного подогрева расходного электрода можно изменять характер

оплавления электродного торца. В частности, формировать зоны дополнительного каплеобразования.

Постановка задачи

Опробовать технологию ЭШВ+ДП для получения заготовок запорного клапана из стали 08X18H10T. Исследовать возможность повышения скорости наплавления слитка и снижения удельного расхода электроэнергии.

Основная часть исследований.

Объектом исследования выбрали заготовку запорного клапана из стали 08X16H10T, представляющую по форме фасонную отливку. Высота заготовки переходника – 290 мм, диаметр верхней части – 150 мм, нижней – 225 мм, высота конусообразной части – 100 мм, масса заготовки – 48 кг. Для выплавки заготовок по опытной технологии электрошлаковую установку ЭШП-0,25 дополнительно оборудовали плазменно-дуговым нагревателем. Мощность подогрева определяли по методике работы [6]. Плавки проводили с использованием флюса АНФ-6. Расходным электродом служили штан-

ги диаметром 10 см из стали 08X18H10T следующего химического состава: углерод – 0,08 %; кремний – 0,70%; марганец – 1,35 %; никель – 10,40 %; хром – 17,66 %; титан – 0,53 %; сера – 0,009 %; фосфор – 0,0028 %.

Параметры плавки ЭШВ с дополнительным плазменно-дуговым подогревом расходоуемого электрода и ЭШВ по серийной технологии приведены в таблице 1. Установлено, что при мощности дополнительного подогрева 16 кВА скорость наплавления отливки увеличилась на (15–17) % по сравнению с серийной технологией.

Таблица 1 – Параметры плавки ЭШВ + ДП по серийной технологии при выплавке заготовок запорного клапана

| Вариант технологии | Мощность на шлаковой ванне, кВА | Мощность подогрева, кВА | Скорость наплавления слитка, 10 ² кг/с |
|--------------------|---------------------------------|-------------------------|---|
| ЭШВ + ДП | 90 | 16 | 1,80 |
| ЭШВ | 90 | – | 1,55 |

Заготовки, полученные методом ЭШВ + ДП, показаны на рис. 1. Состояние поверхности опытных отливок удовлетворительное. Поверхность достаточно гладкая, пережимы, гофры, наплывы или же какие-либо другие поверхностные дефекты отсутствовали.

Химический состав заготовок, полученных методом ЭШВ + ДП, полностью соответствует требованиям ТУ 108-668-77 (табл. 2).

Макроструктуру заготовок изучали на продольных темплатах, вырезанных в плоскости, проходящей через центр отливок. На рис. 2 представлена типичная макроструктура отливки, полученной методом ЭШВ + ДП. Как видно, по всему сечению темплата литой металл плотный и однородный, дефекты ликвационного и усадочного происхождения отсутствуют.

Таблица 2 – Химический состав заготовок запорного клапана из стали 08X18H10T, полученных методом ЭШВ + ДП

| Объект исследования | Место отбора проб | Содержание химических элементов, % | | | | | | | |
|--------------------------|-------------------|------------------------------------|-------------|------------|------------|-------------|------------|-------------|-------------|
| | | C | Si | Mn | Ni | Cr | Ti | S | P |
| Заготовка клапана | Верх отливки | 0,06 | 0,62 | 1,32 | 10,42 | 17,33 | 0,44 | 0,006 | 0,023 |
| | Середина отливки | 0,07 | 0,60 | 1,30 | 10,38 | 17,28 | 0,45 | 0,005 | 0,023 |
| | Низ отливки | 0,07 | 0,63 | 1,35 | 10,40 | 17,30 | 0,48 | 0,005 | 0,023 |
| Требования ТУ 108-668-77 | – | <u>н.б.</u> | <u>н.б.</u> | <u>1,0</u> | <u>9,0</u> | <u>17,0</u> | <u>5·С</u> | <u>н.б.</u> | <u>н.б.</u> |
| | | 0,08 | 0,8 | 2,0 | 11,0 | 19,0 | 0,60 | 0,02 | 0,035 |

Таблица 3 – Твердость литых заготовок клапанов из стали 08X18H10T, полученных методом ЭШВ + ДП и ЭШВ

| Вариант технологии | Твердость (НВ) литой стали | | |
|--------------------|----------------------------|------------------|---------------|
| | Край отливки | Половина радиуса | Центр отливки |
| ЭШВ + ДП | 150 | 147 | 141 |
| ЭШВ | 150 | 143 | 135 |

Столбчатые кристаллы имеют радиально-осевую направленность с углом наклона (0,61–0,69) рад. В результате сравнительных исследований неоднородности было установлено, что изменение твердости по радиусу опытных заготовок не превышает (4–7) %. В отливках серийной технологии твердость снижается от края к центру более значительно по сравнению с опытным металлом (табл. 3).



Рис. 1. Заготовки запорного клапана из стали 08X18H10T, полученные методом ЭШВ+ДП



Рис. 2. Макроструктура заготовки запорного клапана из стали 08X18H10T, полученного методом ЭШВ + ДП

Величина первичного зерна в опытных отливках на (12–15) % меньше, чем в серийных. Серные отпечатки, снятые с продольных темплетов опытных заготовок, свидетельствуют о низком содержании серы и её равномерном распределении по объему полученных заготовок запорных клапанов.

Микронеоднородность заготовок клапанов оценивали по количеству и характеру распределения δ -феррита в литой стали. Установлено, что в серийных отливках количество δ -феррита возрастает от края к центру слитка в 2,5–2,6 раза и, соответственно, составляет: на краю отливки – (0,9–1,1) %, на половине радиуса – (1,5–1,7) %, на оси слитка – (2,3–2,9) %. В опытных заготовках в краевой зоне количество δ -феррита было практически таким же. Однако на половине радиуса и в центре заготовки содержание δ -феррита уменьшилось, соответственно, на (12–15) % и (14–18) %.

Таким образом применение дополнительного плазменно-дугового подогрева расходоуемого электрода при ЭШВ заготовок деталей из стали 08X18H10T обеспечивает снижение микронеоднородности литого металла.

Результаты сравнительного исследования загрязненности неметаллическими включениями заготовок клапанов приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Содержание неметаллических включений в заготовках клапанов из стали 08X18H10T, полученных методом ЭШВ + ДП и ЭШВ

| Вариант технологии | Содержание неметаллических включений, объёмный процент | | | |
|--------------------|--|---------------|---------------|---------------|
| | Оксиды | Сульфиды | Нитриды | Всего |
| ЭШВ + ДП | 0,0050–0,0061 | 0,0018–0,0023 | 0,0238–0,0246 | 0,0306–0,0339 |
| ЭШВ | 0,0062–0,0069 | 0,0018–0,0020 | 0,0202–0,0219 | 0,0282–0,0308 |

Таблица 5 – Механические свойства металла заготовок клапанов из стали 08X18H10T, полученных ЭШВ + ДП и ЭШВ

| Вариант технологии | Механические свойства | | | |
|--------------------|-----------------------|------------------|--------------|------------|
| | σ_m , МПа | σ_e , МПа | δ , % | ψ , % |
| ЭШВ + ДП | 280–310 | 490–520 | 52–60 | 56–67 |
| ЭШВ | 270–290 | 460–480 | 54–60 | 52–65 |
| ТУ 108-668-77 | 195 | 450 | 40 | 55 |

Список литературы

1. Электрошлаковое литье в производстве коленчатых валов крупных судовых дизелей / Б. И. Медовар, Г. А. Бойко, Л. В. Попов и др. // Проблемы специальной металлургии. – 1979. – Вып. 11. – С. 41–43.
2. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара – К. : Наукова думка, 1981. – 680 с.
3. Электрошлаковая технология в тяжелом и металлургическом машиностроении / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Н. Саенко и др. // Электрошлаковая технология. – К., 1983. – С. 61–69.
4. Рабинович В. И. Электрошлаковая выплавка заготовок энергетической арматуры для АЭС / В. И. Рабинович, Ю. Н. Кригер, О. С. Карпов // Энергомашиностроение. – 1984. – № 9. – С. 25–26.
5. А. с. № 1028075 СССР, МКИ³ В22Д 15/00. Способ электрошлакового переплава / В. С. Попов, Б. С. Сперанский, В. Н. Гордиенко, И. М. Билоник, Н. В. Стеценко.
6. Билоник И. М. Влияние дополнительного плазменно-дугового подогрева расходоуемого электрода на характер каплеобразования на электродном торце при электрошлаковом переплаве / И. М. Билоник, Н. А. Калинин, П. К. Штанько // Вісник СевНТУ : сб. наук. праць. – Вип. 137/2013. – Серія «Механіка, енергетика, екологія». – Севастополь, 2013.

Одержано 08.02.2019

Білоник І.М., Давидченко С.В., Білоник Д.І., Шумикін С.О., Кононенко А.В. Отримання заготовок запірного клапана зі сталі 08X18H10T методом електрошлакової виплавки з додатковим підігрівом електрода, що витрачається (ЕШВ + ДП)

Мета роботи. Отримати методом електрошлакової виплавки з додатковим плазмово-дуговим підігрівом електрода, що витрачається, (ЕШВ + ДП) заготовку клапана зі сталі 08X18H10T. Визначити параметри процесу і дослідити якість литого металу заготовки клапана.

Методи дослідження. Електронна фіксація технологічних параметрів плавки (струм, напруга, швидкість подачі електрода, витрата електроенергії). Макро- і мікроаналіз структури вилвки. Металографічний метод визначення об'ємної частки неметалічних включень. Механічні випробування.

Отримані результати. Встановлено, що додатковий плазмово-дуговий підігрів електрода, що витрачається, під час електрошлакової виплавки дозволяє збільшити допустиму швидкість наплавлення злитка до 20 %, знизити при цьому питому витрату електроенергії на 15–17 %. Якість металу отриманої заготовки клапана повністю відповідає вимогам ГОСТ 5632-72, ГОСТ 25054-81.

Наукова новизна. Вперше показана можливість підвищення техніко-економічних показників електрошлакового процесу при збереженні властивостей якості металу. Спосіб ЕШВ + ДП захищений авторським свідоцтвом.

Практичне значення. На підставі наведених у статті даних можна значно розширити сферу застосування технології ЕШВ + ДП для отримання широкої номенклатури деталей.

Ключові слова: електрошлакова виплавка, плазмово-дуговий нагрів, макроструктура, мікроструктура, механічні властивості.

Bilonik I., Davidchenco S., Bilonik D., Shumikin S., Kononov A. Receiving billets of shut valve from steel 08X18H10T method of electroslag smelting with additional heating of the consumable electrode (ESS + AH)

Purpose. To obtain by the method of electroslag smelting with additional plasma-arc heating of the consumable electrode (ESS + AH) billet of valve from steel 08X18H10T. Determine the process parameters and examine the quality of the cast metal billets of valve.

Research methods. Electronic fixation of melting technological parameters (current, voltage, electrode feed rate, power consumption). Macro and microanalysis of the casting structure. Metallographic method for determining the volume fraction of non-metallic inclusions. Mechanical testing.

Results. It was established that additional plasma-arc heating of the consumable electrode during electroslag smelting can increase the allowable fusion rate of the ingot to 20%, while reducing the specific power consumption by 15–17 %. The quality of the metal obtained billet of valve fully meets the requirements of GOST 5632-72, GOST 25054-81.

Scientific novelty. For the first time, the possibility of improving the technical and economic indicators of the electroslag process while maintaining the quality properties of the metal is shown. The way ESS + AH is protected by copyright certificate.

Practical meaning. Based on the data provided in the article, it is possible significantly expand the scope of application of ESS + AH technology to obtain a wide range of parts.

Key words: electroslag smelting, plasma-arc heating, macrostructure, microstructure, mechanical properties.

УДК 621.831

Кравцов В. В., д-р техн. наук Качан А. Я.

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ДВОЙНОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ВЕРТОЛЕТНОЙ ТРАНСМИССИИ

Цель работы. Оценка влияния последовательных этапов химико-термической обработки (цементация + азотирование) на качество изготовления зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш главных вертолетных редукторов.

Методы исследования. Микроструктура образцов зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш главных вертолетных редукторов исследовалась на оптическом металлографическом микроскопе модели «Axio Observer. Dlm» (фирма «Karl Zeiss», производитель Германия), оснащенного камерой ARTCAM-300MI (3M pixels progressive USB2/0 COLOR CMOS CAMERA); съемка образцов выполнена в отраженном свете по методам светлого поля.

Механические свойства образцов зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш после ХТО определялись по стандартной методике при испытании на растяжение по ГОСТ 1497-84 на машине INSTRON-8801.

Полученные результаты. На основе результатов экспериментальных исследований, показано влияние двойной химико-термической обработки на микротвердость, микроструктуру и механические свойства зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш главных вертолетных редукторов.

Научная новизна. В данной работе экспериментально установлено влияние последовательных этапов (цементация + азотирование) химико-термической обработки на параметры качества контактных поверхностей зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш главных вертолетных редукторов.

Практическая ценность. На основании полученных результатов эксперимента возможно разработать рациональный технологический процесс изготовления зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш главных вертолетных редукторов, обеспечивающий высокие эксплуатационные характеристики.

Ключевые слова: главный вертолетный редуктор, зубчатые колеса, двойная химико-термическая обработка, микроструктура цементированного слоя, микроструктура азотированного слоя, механические свойства зубчатых колес, экспериментальные данные.

Введение

Изготовление зубчатых колес – многооперационный технологический процесс, где операции горячей пластической деформации и механической обработки сочетаются с операциями термической обработки заготовок и химико-термической обработки (ХТО) деталей. Зубчатые колеса вертолетных редукторов относятся к числу наиболее сложных в технологическом отношении деталей. При их изготовлении число операций и переходов достигает нескольких десятков. Сложная и ажурная конфигурация зубчатых колес, минимальные припуски существенно усложняют процессы термической и механической обработки, требуют тщательного их выполнения [1].

Работоспособность зубчатых колес в решающей степени зависит от точности изготовления и качества поверхностного слоя зубьев, которое должно быть высоким, чтобы в условиях действия больших контактных напряжений, сил трения и контактных температур рабочие поверхности могли противостоять повреждению и разрушению усталости [2, 3].

Среди современных упрочняющих технологий, обеспечивающих требуемые эксплуатационные характеристики зубчатых колес, центральное место принадлежит химико-термической обработке.

1 Анализ исследований и публикаций

Химико-термическая обработка (ХТО) представляет собой совокупность процессов теплового и химического воздействия, направленных на изменение химического состава и структуры поверхностного слоя зубьев колес для повышения их эксплуатационных свойств. При ХТО зубчатые колеса помещают в нагретую до высоких температур химически активную среду, в которой происходит диффузионное насыщение их поверхности одними или несколькими химическими элементами. В результате поверхностного легирования в сочетании с предварительной или последующей термической обработкой формируют диффузионные слои, обладающие комплексом высоких механических свойств.

ХТО включает несколько способов. Для эффективного упрочнения поверхности зубьев колес используют цементацию, высокотемпературную нитроцементацию и азотирование. Каждый из этих способов имеет несколько технологических вариантов, отличающихся насыщающей средой, оборудованием, технологическими возможностями, экономичностью и экологической чистотой. Влияние этих факторов обуславливает различный механизм формирования диффузионного слоя при цементации (нитроцементации) и азотировании, его химический состав, структуру и свойства [2], [4–6].

2 Цель работы

Цель работы – оценка влияния последовательных этапов химико-термической обработки (цементация + азотирование) на качество изготовления зубчатых колес из стали 16ХЗНВФМБ-Ш главных вертолетных редукторов.

3 Объект исследования

В качестве объекта исследования, для последовательной химико-термической обработки, приняты образцы зубчатых колес главных вертолетных редукторов из стали 16ХЗНВФМБ-Ш.

4 Методы исследования

Для оценки качества материала проведена химико-термическая обработка трёх образцов из стали 16ХЗНВФМБ-Ш по следующим режимам:

образец № 1:

- цементация (930 °С) – 16 ч;
- отжиг (660 °С) – 7 ч;
- нормализация (935 °С) – 3 ч 30 мин;
- отпуск (650 °С) – 4 ч;
- закалка (915 °С) – 2 ч 15 мин;
- холод (-60 °С) – 1 ч 10 мин;
- отпуск (300 °С) – 3 ч 15 мин.

образец № 2: после цикла обработки, как для образца № 1 + азотирование при 540 °С – 2 ч 30 мин.

образец № 3: после цикла обработки, как для образца № 2 + повторное азотирование при 550 °С – 2 ч.

Микроструктура образцов исследовалась на оптическом металлографическом микроскопе «Axio Observer. Dlm» (фирма «Karl Zeiss», Германия), оснащенного камерой ARTCAM-300MI (3M pixels progressive USB2/0 COLOR CMOS CAMERA); съемка выполнена в отраженном свете по методам светлого поля.

Механические свойства образцов после ХТО определялись по стандартной методике при испытании на растяжение по ГОСТ 1497-84 на машине INSTRON-8801.

5 Результаты исследований и их обсуждение

Результаты определения микротвердости по сечению диффузионного слоя со стороны поверхностей, подвергавшихся цементации и цементации с азотированием, представлены в табл. 1.

Примечание. Значения твердости, представленные в таблице 1, в единицах измерения (HRN15) и (HRC), получены на основании таблиц перевода значений прямого измерения методом Виккерса HV1.

Из приведенных результатов микротвердости (HV1) следует, что эффективная глубина диффузионного слоя, соответствующая 500HV, составляет:

- образец № 1 – 2,2 мм;
- образец № 2 – 1,9 мм;
- образец № 3 – 1,55 мм.

На образце № 1 глубина цементированного слоя составляет ~ 2,17 мм (рис. 1а).

Микроструктура цементированного слоя представляет собой мартенсит и карбиды, выделившиеся в виде сетки (рис. 1б, в), микроструктура сердцевины – мартенсит отпуска.

На образцах № 2 и № 3 глубина упроченного слоя составляет 2,220 мм (рис. 2а, 3а).

Микроструктура упроченного слоя представляет собой мартенсит + карбиды в виде грубой сетки и карбонитриды. С поверхности имеется ξ- фаза толщиной ~ 0,004 мм на образце № 2 и ~ 0,010 мм на образце № 3 (рис. 2б, в; 3б, в), микроструктура сердцевины – мартенсит отпуска.

Таблица 1 – Микротвердость по сечению диффузионного слоя

| № образца | Расстояние от поверхности, мм | | | | | | | | | | |
|----------------------------------|-------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| | | 0,2 | 0,4 | 0,6 | 0,8 | 1,0 | 1,2 | 1,4 | 1,6 | 1,8 | 2,0 |
| Микротвердость, HV1 (HRC, HRN15) | | | | | | | | | | | |
| Образец № 1 | HV1 | 754 | 757 | 749 | 727 | 716 | 692 | 656 | 623 | 561 | 527 |
| | HRN15 | 91,0 | 91,0 | 91,0 | 90,5 | 90,5 | 90,0 | 89,0 | 88,5 | 86,5 | 85,5 |
| | HRC | 62,0 | 62,0 | 62,0 | 61,0 | 60,5 | 59,5 | 58,0 | 56,5 | 53,0 | 51,0 |
| Образец № 2 | HV1 | 610 | 599 | 593 | 592 | 579 | 575 | 558 | 537 | 524 | 498 |
| | HRN15 | 88,0 | 88,0 | 87,5 | 87,5 | 87,5 | 87,5 | 87,0 | 86,0 | 85,5 | 85,0 |
| | HRC | 55,5 | 55,0 | 54,5 | 54,5 | 54,0 | 53,5 | 52,5 | 51,5 | 50,5 | 49,0 |
| Образец № 3 | HV1 | 578 | 572 | 567 | 564 | 552 | 537 | 518 | 496 | – | – |
| | HRN15 | 87,0 | 87,0 | 87,0 | 87,0 | 86,5 | 86,0 | 85,5 | 84,5 | – | – |
| | HRC | 54,0 | 53,5 | 53,0 | 53,0 | 52,5 | 51,5 | 50,0 | 48,5 | – | – |

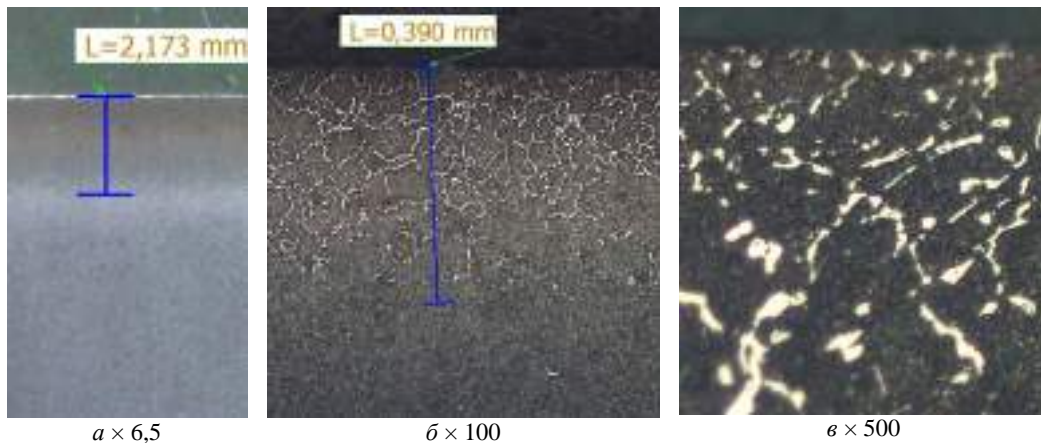


Рис. 1. Микроструктура цементованного слоя образца № 1

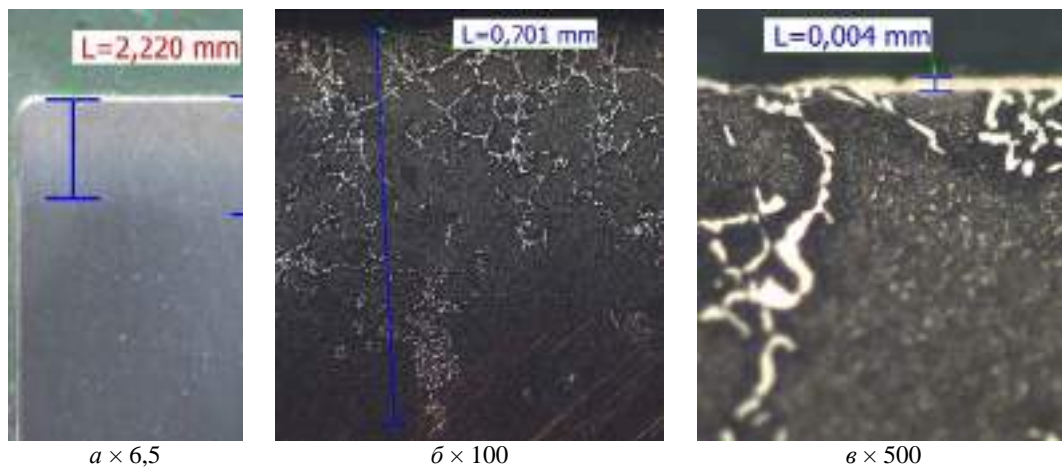


Рис. 2. Микроструктура цементованного слоя образца № 2

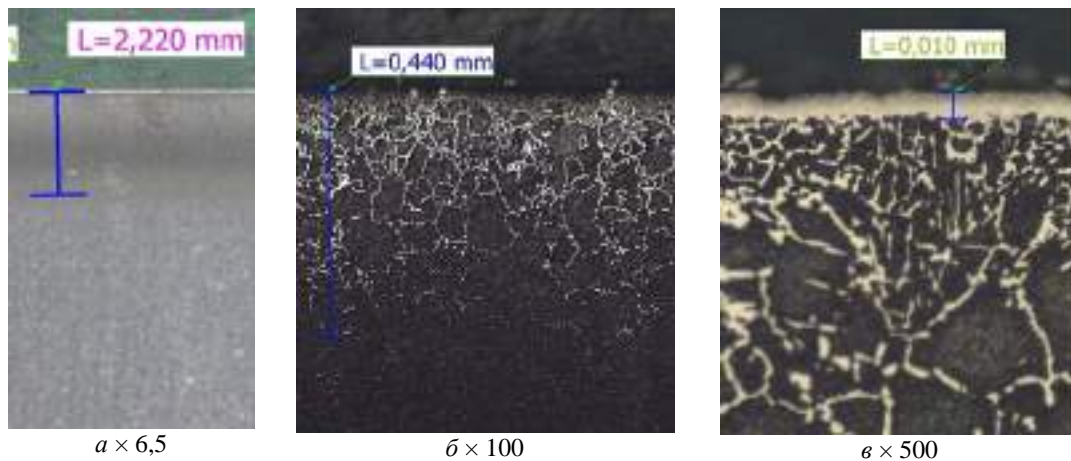


Рис. 3. Микроструктура цементованного слоя образца № 3

Примечание. Качество азотирования, проведенного после цементации на образцах № 2 и № 3, оценивали со стороны поверхности, не подвергавшейся цементации. В результате установлено, что качество азотирования удовлетворительное: - глубина азотированного слоя на образце № 2 составляет $\sim 0,10$ мм, на образце № 3 $\sim 0,13$ мм; - твердость азотированного слоя на образце № 2 – 89 HRN15, на образце № 3 – 90-91 HRN15. - микроструктура азотированного слоя представляет собой азотистый мартенсит отпуска и единичные тонкие избыточные нитриды; толщина ξ - фазы на образцах № 2 и № 3 составляет $\sim 0,002$ и $\sim 0,005$ мм, соответственно (рис. 4, 5).

Дополнительно определены механические свойства стали 16ХЗНВФМБ-Ш после двойной термообработки (цементация + азотирование). Испытания проводились

на хордовых образцах, вырезанных из зубчатого колеса. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

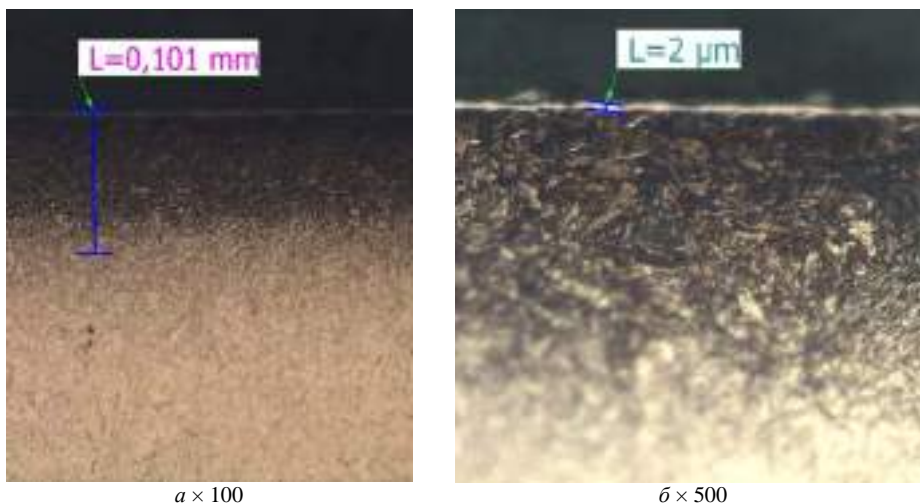


Рис. 4. Микроструктура азотированного слоя образца № 2

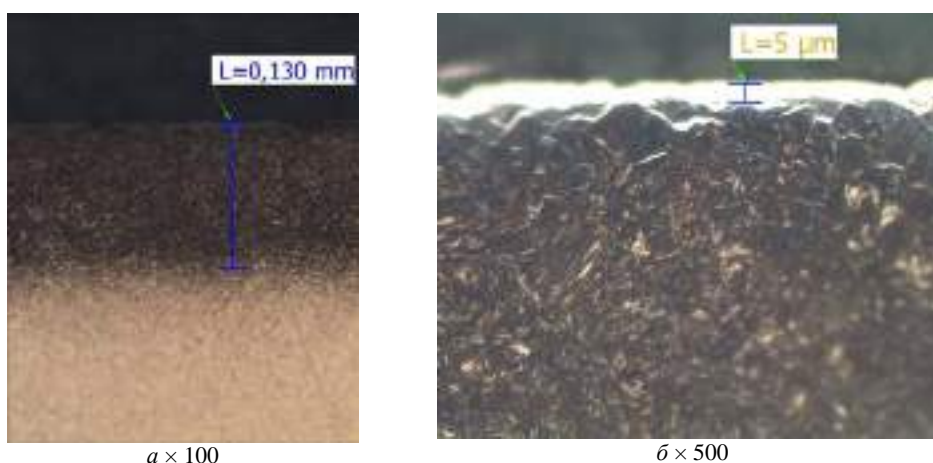


Рис. 5. Микроструктура азотированного слоя образца № 3

Таблица 2 – Механические свойства образцов из стали 16Х3НВФМБ-Ш после двойной термообработки (цементация + азотирование)

| № образца | Режим термообработки | σ_b , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | Ψ , % | КСУ, МПа |
|---------------------------------------|--|------------------|----------------------|--------------|------------|----------|
| Хордовый образец из стали 16Х3НВФМБ-Ш | - цементация (930 °С) – 3 ч - отжиг (660 °С) – 7 ч | 1291,6 | 1127 | 12,4 | 51,1 | 45,4 |
| Нормы по 27ТУ-135 | - закалка (915 °С) – 2 ч 30 мин - холод (-60 °С) – 1 ч 10 мин - отпуск (300 °С) – 3 ч 15 мин - азотирование (540 °С) – 2 ч 30 мин | не менее | | | | |
| | | 1274 | 1127 | 6,5 | 35 | 41,2 |

Выводы

Качество материала образцов № 1, 2, 3 детали колесо зубчатое, после цементации (образец № 1) и после цементации и азотирования (образцы № 2 и № 3) по твердости поверхности, твердости сердцевины и глубине упрочненного слоя соответствуют нормам.

Следует отметить, что после выполнения двойной химико-термической обработки (цементация + азотирование) имеет место снижение твердости упрочненного слоя при прямом измерении поверхности под нагрузкой 1500Н (HRC), а также микротвердости (HV1) по

сечению упрочненного слоя, на расстоянии ~ 0,2 мм от поверхности, в сравнении с твердостью и микротвердостью цементированного слоя, вследствие того, что азотирование выполняется при температуре 540 °С, превышающей температуру отпуска после цементации (300 °С).

Микроструктура цементированного слоя на образцах № 1, 2, 3 неудовлетворительная.

Механические свойства основного материала колеса зубчатого после двойной химико-термической обработки (цементация + азотирование) соответствуют нормам 27ТУ-135.

Список литературы

1. Елисеев Ю. С. Научные основы совершенствования технологии изготовления зубчатых колес ГТД / Елисеев Ю. С. // Двигатель. – 2001. – № 4 (16). – С. 10–13.
2. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей : Произв.-практ. издание / Ю. С. Елисеев, В. В. Крымов, И. П. Нежурин и др. ; под ред. Ю. С. Елисеева. – М. : Высш. шк., 2001. – 493 с.
3. Фомина Л. П. Повышение триботехнических свойств зубчатых колес газотурбинного двигателя путем совершенствования технологии их изготовления / Л. П. Фомина // Технология металлов – 2004. – № 8. – С. 43–47.
4. Райцес В. Б. Химико-термическая обработка деталей / В. Б. Райцес, В. М. Литвин. – К. : Техника, 1980. – 152 с.
5. Цырлин Э. С. Химико-термическая обработка деталей машин / Э. С. Цырлин. – М. : НИИмаш, 1980. – 80 с.
6. Современные технологии повышения долговечности цилиндрических зубчатых колес / А. А. Пермяков, А. Н. Шелковой, А. А. Ключко, А. А. Охрименко // Прогресивна техніка, технологія та інженерна освіта: матеріали ХVІІІ міжнародної науково-технічної конференції 29 червня – 1 липня 2017 р. – Київ, 2017. – С. 348–350.

Одержано 28.01.2019

Кравцов В.В., Качан О.Я. Вплив подвійної хіміко-термічної обробки на якість виготовлення зубчатих коліс вертолітної трансмісії

Мета роботи. Оцінка впливу послідовних етапів хіміко-термічної обробки (цементация + азотування) на якість виготовлення зубчатих коліс зі сталі 16ХЗНВФМБ-Ш головних вертолітних редукторів.

Методи дослідження. Мікроструктура зразків зубчатих коліс із сталі 16ХЗНВФМБ-Ш головних вертолітних редукторів досліджувалась на оптичному металографічному мікроскопі моделі «Axio Observer Dlm» (фірма «Karl Zeiss», виробник Німеччина), оснащеного камерою ARTCAM-300MI (3M pixels progressive USB2/0 COLOR CMOS CAMERA); зйомка зразків виконана у відбитому світлі за методами світлого поля.

Механічні властивості зразків зубчатих коліс зі сталі 16ХЗНВФМБ-Ш після ХТО визначалися за стандартною методикою при випробуванні на розтягування за ГОСТ 1497-84 на машині INSTRON-8801.

Отримані результати. На основі результатів експериментальних досліджень, показано вплив подвійної хіміко-термічної обробки на мікротвердість, мікроструктуру та механічні властивості зубчатих коліс зі сталі 16ХЗНВФМБ-Ш головних вертолітних редукторів.

Наукова новизна. Експериментально встановлено вплив послідовних етапів (цементация + азотування) хіміко-термічної обробки на параметри якості контактних поверхонь зубчатих коліс зі сталі 16ХЗНВФМБ-Ш головних вертолітних редукторів.

Практична цінність. На основі отриманих результатів експерименту можливо розробити раціональний технологічний процес виготовлення зубчатих коліс зі сталі 16ХЗНВФМБ-Ш головних вертолітних редукторів, який забезпечує високі експлуатаційні характеристики.

Ключові слова: головний вертолітний редуктор, зубчаті колеса, подвійна хіміко-термічна обробка, мікроструктура цементованого шару, мікроструктура азотованого шару, механічні властивості зубчатих коліс, експериментальні дані.

Kravtsov V., Kachan A. Influence of double chemical-thermal treatment on the production quality of gear wheels of helicopter transmission

Purpose. Influence estimation of consecutive stages of chemical-thermal treatment (cementation + nitriding) on the manufacture quality of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter main gearboxes.

Research methods . Models microstructure of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter main gearboxes had been researched on the optical metallographic microscope «Axio Observer Dlm» («Karl Zeiss», made in Germany), equipped with ARTCAM-300MI camera (3M pixels progressive USB2/0 COLOR CMOS CAMERA); shooting of models is executed in the reflected light by methods of the light field.

Mechanical properties of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш were determined after chemical-thermal treatment according to standard procedure by tensile test according to GOST 1497-84 on the INSTRON-8801 machine.

Results. Based on the results of experimental studies, it is shown the influence of double chemical-thermal treatment on microhardness, microstructure and mechanical properties of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter main gearboxes.

Scientific novelty. It was experimentally established the influence of consecutive stages (cementation + nitriding) of chemical-thermal treatment on parameters of contact surfaces quality of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter main gearboxes.

Practical value. On the basis of the received results of experiment it is possible to develop the rational processing of manufacturing of gear wheels from steel 16ХЗНВФМБ-Ш of helicopter main gearboxes providing high operational characteristics.

Key words: helicopter main gearbox, gear wheels, double chemical-thermal treatment, microstructure of the cemented layer, microstructure of the nitrated layer, mechanical properties of gear wheels, experimental data.

СПОСОБЫ И ТЕХНОЛОГИИ УЛУЧШЕНИЯ ЛИТЬЯ ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Цель работы. Рациональный выбор легирующих элементов для разработки новых сплавов на основе магния с повышенными свойствами и технологий, обеспечивающих получение высококачественного литья.

Методы исследования. Металлографический и рентгеновский методы исследования. Изучение поверхностного натяжения расплава методом «лежащей капли». Определение механических свойств при растяжении (ГОСТ 1497-84) и длительной прочности при повышенных температурах (ГОСТ 9651-84).

Полученные результаты. Целесообразность легирования магниевого сплава тем или иным элементом определяется диаграммой состояния рассматриваемой системы, свойствами фаз – упрочнителей, характером структуры сплава и ее стабильностью при нагреве, а также характером диффузионных процессов, происходящих в сплавах с изменением состава и температуры. На основе анализа и обобщения диаграмм состояния двойных систем элементов с магнием установлена целесообразность легирования магниевого сплава тем или иным элементом. При этом, для обеспечения лучшего сочетания механических и жаропрочных свойств литых магниевых сплавов необходимо выполнение следующих условий: образование сложнелегированных твердых растворов, упрочнение сплавов дисперсными частицами и создание оптимальной структуры термической обработкой. При плавке магниевых сплавов происходят сложные процессы взаимодействия между материалами шихты и легирующими компонентами сплава, флюсами, защитными средами и модификаторами. Поэтому, для получения качественного литья, роль технологических факторов при плавке, заливке и термической обработки магниевых сплавов является решающей.

Научна новизна. На основе атомно-электронного строения элементов, анализа их диаграмм состояния двойных систем с магнием определен ряд легирующих элементов, обеспечивающих лучшее сочетание механических и жаропрочных свойств литых магниевых сплавов.

Показано, что повышение качества отливок из магниевых сплавов, включающее в себя, применение правильно подобранных технологических режимов плавки, заливки, разработки рациональных режимов кристаллизации и термической обработки обеспечивает существенное повышение их эксплуатационных характеристик.

Практическая ценность. Улучшение механических и специальных свойств отливок из магниевых сплавов за счет оптимального применения шихтовых компонентов и рациональных технологий производства высококачественного литья позволяет значительно расширить области применения этих сплавов.

Ключевые слова: магниевые сплавы, легирующие элементы, структура, избыточная фаза, модифицирование, размер зерна.

Применение сплавов с низким удельным весом представляет большой практический интерес для отечественного машиностроения, где, кроме определенных требований к конструкциям и агрегатам, предъявляются особые требования по уменьшению массы деталей [1]. С этой точки зрения большой интерес представляют сплавы на основе магния, одного из наиболее легких металлов и достаточно широко распространенного в природе элемента. По запасам в земной коре он занимает третье место среди металлов, уступая только алюминию и железу. Магний содержится в ряде минералов, но особенно его много в доломите и магнезите. В воде морей и океанов содержится около $6 \cdot 10^{16}$ тонн магния, что делает его доступным и перспективным материалом для разработки большого количества сплавов [1].

Литейные магниевые сплавы – один из самых легких конструкционных материалов, что позволяет их использовать в авиакосмической технике, различных типах ракет и агрегатов, при производстве оптических приборов, в радиоэлектронике и т.д. Ввиду того, что магниевые сплавы в 1,5 раза легче алюминиевых сплавов, в 4 раза легче чугуна и стали, их применение, особенно в фасонном литье, дает снижение весовых характеристик изделия на 25–30 % [2].

Различные легирующие элементы определяют определенные физико-механические и специальные свойства магниевых сплавов. Для получения высокопрочного литья широко применяются сплавы магния, легированные марганцем, алюминием и цинком. Сплавы системы магний-цинк-цирконий обладают повышенной прочностью и пластичностью. Добавки неодима, итт-

рия, церия и других редкоземельных элементов повышают жаропрочность и улучшают механические свойства магниевых сплавов [3]. В настоящее время разработано большое количество магниевых сплавов с участием различных металлов и опубликовано много работ, в которых рассматриваются механические, физические и коррозионные свойства магниевых сплавов, предназначенных для различных условий эксплуатации. Однако число работ, посвященных систематизации и выяснению роли легирующих элементов в сплавах на основе магния, крайне ограничено. Это связано с тем, что эксперименты по подготовке и испытаниям новых сплавов очень длительные и дорогостоящие, а количество возможных компонентов сплава и вариантов составов сплавов – большое. Поэтому рациональный выбор компонентов для разработки новых магниевых сплавов с заданными свойствами является актуальной задачей.

В данной работе рассматриваются вопросы, связанные с рациональным подбором легирующих элементов для разработки новых сплавов на основе магния с повышенными свойствами и технологии, обеспечивающие получение высококачественного литья.

Целесообразность легирования магниевым сплавом тем или иным элементом определяется диаграммой состояния рассматриваемой системы, свойствами фаз – упрочнителей, характером структуры сплава и ее стабильностью при нагреве, а также характером диффузионных процессов, происходящих в сплавах с изменением состава, температуры и др. [4]. Многие из этих факторов еще недостаточно изучены и требуют дальнейших уточнений.

Анализ и обобщение диаграмм состояния двойных систем элементов с магнием [5] позволяет выделить следующие закономерности:

1. Магний образует непрерывный ряд твердых растворов только с кадмием.
2. Двенадцать тугоплавких металлов (Ti, V, Cr, Mn, Zr, Nb, Mo, Tc, Hf, Ta, W, Re) образуют с магнием перетектики.
3. Остальные элементы (Al, Nd, Y, Sn, Pb, Ge, Si, Ca, Ba и др.) образуют с магнием эвтектики или монотектики.
4. Чем ближе к магнию расположен элемент в периодической системе, тем больше его растворимость в твердой и жидкой фазе и ближе к единице коэффициент распределения (отношение растворимости в твердой фазе к растворимости в жидкой фазе).

Растворимость легирующего элемента в жидком и твердом магнии является необходимым условием упрочнения магниевых сплавов. Получение высокой прочности у литых сплавов при сохранении достаточной вязкости достигается следующими путями:

1. Образованием сложнолегированных твердых растворов.
2. Упрочнением сплавов дисперсными частицами.
3. Созданием оптимальной структуры термической обработкой.

Причем для обеспечения лучшего сочетания механических и жаропрочных свойств литых магниевых сплавов необходимо учитывать все три условия [6].

Растворимость элементов в магнии определяется близостью их атомных диаметров (A_{rMg} и $A_{rЭл}$), которые, по данным Юм-Розери [7], должны отличаться не более чем на 15 %. В противном случае происходит понижение энергии связи атомов растворителя с легирующим элементом и вследствие искажения кристаллической решетки растворимость легирующего элемента уменьшается.

Однако существуют факторы, ограничивающие образование твердых растворов даже в случае, когда отношение атомных диаметров благоприятно. К ним относятся валентность и электроотрицательность.

Исследование большого числа систем сплавов [8] показало, что металл с более высокой валентностью лучше растворяется в металле с низкой валентностью, чем наоборот. При этом увеличение валентности растворенного элемента приводит к уменьшению области первичных твердых растворов.

Другим важным условием растворимости элемента в металле-основе по данным Даркена-Гурри [9], Гшнейднера [10] и Уоббера [11] является небольшая разность электроотрицательности ($\Delta\chi_{Mg}$ и $\Delta\chi_{Эл}$), которая не должна превышать 0,2...0,4. Фактически переход атомов легирующих элементов в металлический раствор определяется не электроотрицательностью, т.е. способностью захватывать электроны и образовывать ионные соединения, а наоборот, способностью отдавать электроны в коллективизированное состояние и превращаться в металлический ион.

Из приведенного анализа поведения магния при взаимодействии с большим количеством элементов видно, что образование сплавов на основе магния осложняется действием валентности и особенно образованием металлических соединений вследствие электроположительной природы магния.

Таким образом, из всего многообразия элементов Периодической системы химических элементов Д. И. Менделеева лишь немногие удовлетворяют описанным выше критериям и имеют благоприятный фактор по соотношению атомного диаметра ($(A_{rMg} - A_{rЭл}) / A_{rMg} \leq 15\%$) и электроотрицательности ($\Delta\chi_{Mg} - \Delta\chi_{Эл} \leq 0,4$) [12] для легирования магниевых сплавов (табл. 1).

Однако для подбора легирующих компонентов жаропрочных магниевых сплавов требуются дополнительные ограничения, обусловленные воздействием на них высоких температур.

Жаропрочность литых магниевых сплавов обеспечивается двумя факторами [13]:

1. Легированием основного компонента элементами, входящими в твердый раствор. При этом легирующие компоненты должны иметь температуру плавления выше основы сплава.

Таблица 1 – Атомные радиусы, электроотрицательность и соотношение этих факторов относительно магния

| Элемент | $A_{r\text{Эл.}}$, пм | $(A_{r\text{Mg}} - A_{r\text{Эл}}) / A_{r\text{Mg}}$, % | $\chi / \chi_{\text{Эл.}}$ | $\chi / \chi_{\text{Mg}} - \chi / \chi_{\text{Эл.}}$ |
|---------|------------------------|--|----------------------------|--|
| Mg | 160 | – | 0,56 | – |
| Li | 155 | 3,1 | 0,40 | 0,16 |
| Al | 143 | 10,6 | 0,70 | -0,14 |
| Si | 136 | 15,0 | 0,83 | -0,27 |
| Sc | 164 | 1,2 | 0,53 | 0,03 |
| Ti | 146 | 8,8 | 0,61 | -0,04 |
| Zn | 139 | 13,1 | 0,66 | -0,10 |
| Ga | 139 | 13,1 | 0,75 | -0,19 |
| Ge | 139 | 13,1 | 0,84 | -0,28 |
| Y | 181 | -13,1 | 0,48 | 0,08 |
| Zr | 160 | 0 | 0,57 | -0,01 |
| Ag | 144 | 10,0 | 0,56 | 0 |
| Cd | 156 | 2,5 | 0,62 | -0,06 |
| In | 166 | -3,8 | 0,69 | -0,13 |
| Sn | 158 | 1,3 | 0,75 | -0,19 |
| Nd | 182 | -13,8 | 0,95 | -0,39 |
| Hf | 159 | 0,6 | 0,50 | 0,06 |
| Pb | 175 | -9,4 | 0,78 | -0,22 |

2. Введением в сплав легирующих элементов, образующих при кристаллизации и перекристаллизации тугоплавкие твердые фазы в виде сетчатых выделений или в форме прочного каркаса между ветвями дендритов.

Поэтому еще одним фактором, ограничивающим выбор легирующих элементов магниевых сплавов, является их температура плавления, превышающая температуру плавления магния (650 °С). На основании этого из рассмотренных элементов для легирования жаростойких магниевых сплавов наиболее пригодными будут металлы с температурами плавления: Ge (937 °С), Nd (1010 °С), Si (1410 °С), Y (1523 °С), Sc (1539 °С), Ti (1660 °С), Zr (1852 °С), Hf (2150 °С).

При плавке магниевых сплавов происходят сложные процессы взаимодействия между материалами шихты и легирующими компонентами сплава, флюсами, защитными средами и модификаторами. Поэтому для получения качественного литья роль технологических факторов при плавке и заливке магниевых сплавов является решающей.

Рафинирование магниевых сплавов осуществляется с помощью флюсов, представляющих собой различные смеси хлористых и фтористых солей. Их действие обусловлено обволакиванием удаляемых частиц расплавом хлористых солей, в то же время смачиваемость флюсом расплава должна быть минимальной, чтобы обеспечить его полное отделение от расплава при кристаллизации. Поэтому подбор состава флюса необхо-

димо осуществлять в зависимости от состава сплава и способа выплавки.

Для получения плотных отливок и уменьшения их микропористости необходимо проводить дегазацию магниевых сплавов путем обработки расплава нейтральными газами, а также проводить выстаивание его перед разливкой.

Одним из путей улучшения качества отливок и повышения их механических свойств является модифицирование расплава перед заливкой в форму или в процессе кристаллизации.

В основе разработанных магниевых сплавов лежат определенные системы, каждая из которых характеризуется величиной зерна, структурой и обладает различной способностью к модифицированию. Поэтому к каждой из систем должны применяться свои рациональные способы измельчения зерна, определяемые природой сплавов, характером взаимодействия легирующих компонентов и их примесей с модификаторами.

Существует два основных способа измельчения зерна магниевых сплавов – физические и металлургические [14]. Физические методы измельчения структуры связаны с динамическими воздействиями на расплав в процессе его кристаллизации. Ультразвуковые колебания затвердевающего расплава способны увеличить частоту образования зародышей [15]. Применение электрических и электромагнитных полей [16, 17], среди ко-

торых – индукционное, электромагнитное перемешивание [18] и ультразвуковая обработка [19], способствует увеличению скорости зарождения новых кристаллов. Воздействие этих методов заключается в перемешивании расплава с различной затратой энергии и степенью интенсивности. Перемешивание достигается с помощью дорогостоящих механических, электромагнитных и ультразвуковых устройств, что не всегда бывает экономически оправдано. Достоинством физических методов модифицирования является возможность их применения в процессе литья без дополнительной затраты времени.

Наиболее перспективными являются металлургические методы модифицирования магниевых сплавов, основанные на воздействии малых количеств модифицирующих добавок, вводимых в расплав в процессе приготовления сплавов [20]. Роль зародышей выполняют частицы вещества, кристаллическая решетка которого сопрягаема с кристаллической решеткой кристаллизующейся фазы. К металлургическим методам модифицирования магниевых сплавов относятся перегрев расплава, обработка его углеродсодержащими веществами и добавками, вызывающими образование тугоплавких соединений.

Главным процессом при затвердевании литых заготовок является кристаллизация расплава. Именно этот процесс во многом предопределяет уровень технологических и эксплуатационных свойств литого металла. Кристаллизация металлов и сплавов всегда проходит с образованием дендритной структуры. Важнейшей характеристикой образующейся дендритной структуры является величина дендритной ячейки. Общей закономерностью дендритной кристаллизации и структуры является обратная связь между размером дендритной ячейки и скоростью охлаждения. Это выражается в том, что измельчение дендритной ячейки повышает прочность и пластичность сплавов не только в литом состоянии, но и после любых дальнейших обработок. Необходимым условием начала процесса кристаллизации является определенная степень переохлаждения расплава. От ее величины зависят кинетика процесса и структура образующейся твердой фазы, на которую влияют скорость фазового перехода, химический состав сплава, распределение температур в жидкой и твердых фазах, кристаллографическая ориентация растущей поверхности [21]. Изменение свободной энергии расплава при его затвердевании определяется термодинамическими методами. В расплаве образуется поверхность, отделяющая его от других фаз. Образуются неперриодические структуры, являющиеся продуктами процесса затвердевания, возникают отдельные дефекты и упорядоченные дислокации, образующие мозаичную структуру. Взаимодействие жидкой и твердой фаз осуществляется через внутренние поверхности раздела – границы фаз, зерен и дислокаций, как области с повышенной энергией [22]. Для получения однородной по плотности и химическому составу отливки

обычно управляют технологическими параметрами – отводом тепла, температурой и скоростью разливки.

Финишным этапом улучшения магниевых сплавов является термическая обработка, которая проводится, как для снятия внутренних напряжений (Т2 – отжиг), так и повышения механических свойств (Т1 – старение, Т4 – закалка, Т6 – закалка + старение). Основное назначение упрочняющей термической обработки заключается в создании гетерогенной структуры с высокодисперсными выделениями упрочняющей фазы, которая является определяющей в эксплуатации сплавов при повышенных рабочих температурах [23].

Дисперсионное упрочнение магниевых сплавов достигается в большинстве случаев в результате старения, основанного на гомогенизации и закалке из области твердого раствора с последующим высокотемпературным отпуском, приводящим к распаду пересыщенного твердого раствора с выделением частиц, блокирующих скольжение дислокаций и повышающих предел текучести.

С точки зрения термодинамики эффект дисперсионного твердения сплавов связан с нарушением регулярности твердого раствора вблизи границы предельной растворимости. Закалка твердого раствора приводит к определенному пересыщению, а последующий высокотемпературный отпуск – к выделению дисперсной избыточной фазы. Поэтому при получении магниевых сплавов с повышенным комплексом свойств, решающим фактором при выборе легирующих элементов является их способность образовывать пересыщенные твердые растворы с магнием.

Таким образом, улучшение магниевых сплавов, включающее в себя рациональное легирование и модифицирование, применение правильно подобранных технологических режимов плавки, заливки магниевых отливок, разработки рациональных режимов их кристаллизации и термической обработки, обеспечивает существенное повышение механических и эксплуатационных свойств этих сплавов. Это делает магниевые сплавы перспективным материалом для машиностроения и существенно расширяет область их применения.

Список литературы

1. Магниевые сплавы повышенного качества для авиационного машиностроения / Богуслаев В. О., Жемайнюк П. Д., Великов С. Б. и др. // Запорожье, «Мотор Сич». – 2016. – 249 с.
2. Каблов Е. Н. Авиационные материалы. Избранные труды 1932–2007 / Каблов Е. Н. // Юбилейный научно-технический сборник. – М. : ВИАМ, 2007. – 389 с.
3. Дорохина Л. Н. Легкие цветные металлы и сплавы : Справочник / Дорохина Л. Н. // М. : ЦНИИЦветМет, 1999. – 343 с.
4. Дриц М. Е. Магниевые сплавы для работы при повышенных температурах / Дриц М. Е. – М. : Наука, 1964. – 228 с.
5. Гуляев Б. Б. Обобщение диаграмм состояния металли-

- ческих систем // Диаграммы состояния металлических систем / Гуляев Б. Б. – М. : Наука, 1968. – С. 257–267.
6. Microalloyed magnesium alloys with high complex of properties / Belikov S., Shalomeev V., Aikin N, et al. // Materials Science & Technology 2017: The Collected Proceedings. – Pittsburg, Pennsylvania, USA, 2017. – P. 84–89.
 7. Структура металлов и сплавов / Юм-Розери В., Рейнор Г. В – М. : Metallurgizdat, 1959. – 454 с.
 8. Рейнор Г. В. Металловедение магния и его сплавов / Рейнор Г. В. – М. : Metallurgiya, 1964. – 486 с.
 9. Даркен Л. С. Физическая химия металлов / Даркен Л. С., Гурри Р. В. – М. : Metallurgizdat, 1960. – 458 с.
 10. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов / Гшнейднер К. А. – М. : Изд-во «Мир», 1965. – 398 с.
 11. Уоббер Дж. Металлургия и металловедение плутония и его сплавов / Уоббер Дж. – М. : Госатомиздат, 1962. – 102 с.
 12. Краткий справочник по химии / Гороновский И. Т., Назаренко Ю. П., Некряч Е. Ф. – К. : Наукова думка, 1987. – 829 с.
 13. Shalomeev V.A. Influence of titanium, zirconium, and hafnium on the structure and heat resistance of alloy ML5 / Shalomeev V.A., Tsivirko E.I., Osadchaya E.A. // XVII International scientific conference «New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering»: collective mono-graph edited by J. Borysa, R. Wyczykowski, Nr 56, Poland, Czkochowa, 2016. – P. 471–475.
 14. Чухров М. В. Модифицирование магниевых сплавов / Чухров М. В. – М. : Metallurgiya, 1972. – 176 с.
 15. Эскин Г. И. Кристаллизация слитков магниевых сплавов с применением ультразвуковой обработки расплава / Эскин Г. И. // Metallurg. – 2003. – № 7. – С. 47–50.
 16. Влияние постоянного тока на качество магниевых сплавов / Якимов В. И., Шпорт В. И., Муравьев В. И. и др. // Литейное производство. – 1999. – № 12. – С. 10–12.
 17. Кулинский А. И. Исследования по разработке высокоэффективной технологии модифицирования магниевых сплавов / Кулинский А. И., Щепин Л. А., Шумахер А. А. // Сб. избр. науч. тр. преп. и сотр. каф. «Технол. литейн. пр-ва». Перм. гос. техн. ун-т, 2003. – № 12. – С. 207–212.
 18. Трухов А. П. Литейные сплавы и плавка / Трухов А. П., Маляров А. И. : учебник для вузов. – М. : Академия, 2004. – 335 с.
 19. Mohsen K. A. Effects of ultrasonic treatment on microstructure and tensile strength of AZ91 magnesium alloy / Mohsen K. A., Behzad N. // Journal of Alloys and Compounds, 2011. – № 509 (1). – P. 114–122.
 20. Структура и свойства магниевых сплавов со скандием / Шаломеев В. А., Цивирко Э. И., Лысенко Н. И. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 37–40.
 21. Задиранов А. Н. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов. Учебное пособие / Задиранов А. Н., Кац А. М. – М. : МГИУ, 2008. – 194 с.
 22. Баландин Г. Ф. Основы теории формирования отливки / Баландин Г. Ф. – М. : Машиностроение, 1976. – 328 с.
 23. Химический состав магниевых сплавов и их жаропрочность / Шаломеев В. А., Цивирко Э. И. // Вісник двигунобудування. – 2009. – № 2. – С. 126–133.

Одержано 24.01.2019

Шаломєєв В. А., Айкін М. Д., Лук'яненко А. С. Способи і технології поліпшення лиття з магнієвих сплавів

Мета роботи. Раціональний вибір легувальних елементів для розробки нових сплавів на основі магнію з підвищеними властивостями і технологій, що забезпечують отримання високоякісного лиття.

Методи дослідження. Металографічний і рентгенівський методи дослідження. Вивчення поверхневого натягу розплаву методом «лежачої краплі». Визначення механічних властивостей при розтягуванні (ГОСТ 1497-84) і тривалості міцності при підвищених температурах (ГОСТ 9651-84).

Отримані результати. Доцільність легування магнієвого сплаву тим чи іншим елементом визначається діаграмою стану цієї системи, властивостями фаз – зміцнювачів, характером структури сплаву і її стабільністю при нагріванні, а також характером дифузійних процесів, що відбуваються в сплавах зі зміною складу і температури. На основі аналізу і узагальнення діаграм стану подвійних систем елементів з магнієм встановлена доцільність легування магнієвого сплаву тим чи іншим елементом. При цьому для забезпечення кращого поєднання механічних і жароміцних властивостей ливарних магнієвих сплавів необхідно виконання таких умов: утворення складнолегованих твердих розчинів, зміцнення сплавів дисперсними частинками і створення оптимальної структури термічною обробкою. При плавленні магнієвих сплавів відбуваються складні процеси взаємодії між матеріалами шихти і легувальними компонентами сплаву, флюсами, захисними середовищами та модифікаторами. Тому для отримання якісного литва роль технологічних факторів при плавленні, заливанні і термічній обробці магнієвих сплавів є вирішальною.

Наукова новизна. На основі атомно-електронної будови елементів, аналізу їх діаграм стану подвійних систем з магнієм визначено низку легувальних елементів, які забезпечують краще поєднання механічних і жароміцних властивостей ливарних магнієвих сплавів.

Показано, що підвищення якості виливків з магнієвих сплавів, що передбачає застосування правильно підібраних технологічних режимів плавлення, заливання, розробки раціональних режимів кристалізації і термічної обробки забезпечує істотне підвищення їх експлуатаційних характеристик.

Практична цінність. Поліпшення механічних і спеціальних властивостей виливків з магнієвих сплавів за рахунок оптимального застосування шихтових компонентів і раціональних технологій виробництва високоякісного литва дає змогу значно розширити сферизастосування цих сплавів.

Ключові слова: магнієві сплави, легувальні елементи, структура, надлишкова фаза, модифікування, розмір зерна.

Shalomeev V., Aikin N., Lukyanenko A. Methods and technologies for improving the Magnesium alloys casting

Purpose. Rational selection of alloying elements for the development of new magnesium based alloys with enhanced properties and technologies that provide high-quality casting.

Research methods. Metallographic and X-ray research methods. The study of the surface tension of the melt by the sessile drop method. Determination of mechanical properties under tension (GOST 1497-84) and long-term strength at elevated temperatures (GOST 9651-84).

Results. The expediency of alloying a magnesium alloy with any other element is determined by the phase diagram of the system under consideration, the properties of the strengthening phases, the nature of the alloy structure and its stability during heating, as well as the nature of diffusion processes occurring in alloys with changes in composition and temperature. Based on the analysis and generalization of the binary phase diagrams of the elements with magnesium, the expediency of alloying a magnesium alloy with one or another element was established. At the same time, to ensure the best combination of mechanical and heat-resistant properties of cast magnesium alloys, the following conditions must be met: the formation of complex-alloyed solid solutions, the strengthening of the alloys by dispersed particles and the creation of an optimal structure by the heat treatment.

When smelting magnesium alloys, complex processes of interaction occur between the charge materials and alloying elements, fluxes, shielding atmosphere and modifiers. Therefore, for obtaining high-quality casting, the role of technological factors in the smelting, pouring and heat treatment of magnesium alloys is crucial.

Scientific novelty. On the basis of the atomic-electronic structure of the elements, analysis of their binary phase diagrams with magnesium, a number of alloying elements that provide the best combination of mechanical and heat-resistant properties of cast magnesium alloys was determined.

It is shown that improving the quality of magnesium alloy castings, that includes the use of properly selected technological modes of melting, casting, development of rational modes of crystallization and heat treatment, provides a significant increase in their operational characteristics.

Practical value. Improvement of mechanical and special properties of magnesium alloy castings due to the optimal use of charge components and rational technologies for the production of high-quality casting allows to significantly expand the fields of application of these alloys.

Key words: magnesium alloys, alloying elements, structure, excess phase, modification, grain size.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАПЛАВКИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ ГЕТЕРОГЕННЫХ ХРОМО-БОРИСТЫХ СПЛАВОВ

Цель работы. Целью данного исследования является установление математических зависимостей влияния технологических параметров нанесения износостойких сплавов на твердость поверхностного слоя и геометрические параметры шва как при ручной, так и при автоматической электродуговой наплавке гетерогенным хромо-бористым сплавом.

Методы исследования. При анализе влияния технологических показателей на физико-механические свойства износостойких гетерогенных хромо-бористых сплавов при ручной и автоматической электродуговой наплавке было решено использовать математическое планирование исследований на основе активного эксперимента, с созданием численного описания математического ожидания.

Полученные результаты. На основе теории научного математического планирования эксперимента проведен комплекс соответствующих опытов, который позволяет математически описать характеристики сплава, дать теоретическую оценку корреляции параметров между собой.

Научная новизна. Впервые получена математическая модель $HRC = f(H, C, B, \alpha, I)$ в виде уравнений регрессии на основе полинома второй степени, позволяющий связать агрегатную твердость сплава после нанесения на рабочую поверхность с H – глубиной проплавления, C – высотой усиления, B – шириной шва, α_n – коэффициентом наплавки и I – силой тока наплавки.

Практическое значение. Полученные результаты приведенных исследований позволяют в рамках технической и технологической точности, необходимой в практических инженерных расчетах, получить численные значения прогноза физико-механических свойств износостойких гетерогенных хромо-бористых сплавов при варьировании параметров для ручной и автоматической электродуговой наплавке.

Ключевые слова: наплавка, оптимизация, износостойкость, сплав, регрессия, геометрия шва, прогнозирование.

Постановка проблемы

Сила тока и коэффициент наплавки являются крайне важными параметрами при наплавочных работах. В большой степени именно сила тока определяет структурно-фазовое состояние наплавленного металла, физико-механические характеристики и, в конечном счёте, геометрию шва. Однако такие параметры шва, как ширина, глубина проплавления и высота усиления трудно поддаются прогнозу, зависят от многих факторов и являются больше индивидуальными для конкретного сплава.

Разработка технологии предварительного восстановления и наплавки износостойкими сплавами является актуальной и важной задачей науки и практики. Это связано с тем, что изменение технологических параметров нанесения износостойких сплавов в значительной степени оказывает влияние на их структурно-фазовое состояние, физико-механические свойства, и, в конечном счёте, на износостойкость.

Концепция получения сплавов и структурно-фазовых состояний в большой степени определяется техно-

логией его изготовления. Учитываются такие факторы, как скорость охлаждения металла, технологическое воздействие и т. д. При кристаллизации и формировании структур важное значение, особенно при сварке и наплавке, имеют параметры режима, при котором непосредственно наносится покрытие.

В первую очередь, это связано с тем, что конструкторы и разработчики выбирают стандартизированные материалы, изменяя при этом режимы наплавки, для того, чтобы получить заданные геометрические параметры шва, такие как ширина шва, глубина проплавления, высота усиления и др.

Однако изменение технологии в виде изменения скорости наплавки, силы тока наплавки, напряжения наплавки и т. п. в сочетании с увеличением производительности, в частности, коэффициента наплавки материала α_n , зачастую приводит к тому, что стандартные материалы, наплавленные на других режимах, могут значительно отличаться по физико-механическим свойствам и структурно-фазовому состоянию.

При этом важно понимать, что создание аналитических зависимостей затруднено сложностью расчётов, которые в первую очередь связаны с различными размерностями используемых величин (миллиметры, секунды, амперы, вольты и т. д.) и зависимость математически может существовать только в обобщённом виде, показывая взаимосвязь и взаимное влияние на выходящий параметр $y = f(x_1, x_2, \dots, x_n)$ [1].

Многочисленные попытки учёных создать практически дееспособную формулу для установления численных величин пока не увенчались успехом. Вероятно, для этого потребуется значительное количество времени и материальных затрат. Поэтому для научных работников и промышленников крайне необходима технология расчета этих параметров и результаты исследований относительно корреляции этих параметров между собой.

На основании вышеизложенного, нами видится выход из этой ситуации, который заключается в том, что для практических расчётов может быть использована математическая зависимость в виде полинома созданного на базе активного эксперимента с известным математическим методом планирования и обработки результатов исследования.

Таким образом, нами была поставлена задача изучить корреляцию силы тока, коэффициента наплавки, ширины шва, высоты усиления и глубины проплавления шва и физико-механических характеристик наплавленных сплавов и их структурно-фазовых состояний.

Материалы и методика исследований

Экспериментальные сплавы системы легирования Fe-C-Cr-B изготавливали в виде порошковой присадки, в состав которой вводили до 43–48 % порошкообразной шихты из легирующих элементов, что позволило варьировать химическим составом наплавленного металла в достаточно широких пределах. Образцы для испытаний изготавливали путем аргодуговой наплавки неплавящимся электродом исследуемого материала на пластины из Ст. 3.

В результате проведённых нами опытов была получена серия образцов (рис. 1 а, б).

Были произведены измерения соответствующих геометрических параметров шва (рис. 2 а–в), а также твёрдости и коэффициента наплавки, результаты которых отображены в таблицах 1, 2.



Рис. 1. Результаты наплавки экспериментальных образцов: а – в разрезе; б – вид сверху



Рис. 2. Методика измерения высоты усиления (а), ширины шва (б), глубины проплавления (в)

Таблица 1 – Результаты измерений параметров ручной дуговой наплавки

| № опыта | Глубина проплавления Н | Высота усиления С | Ширина шва В | Коэффициент наплавки А | Сила тока I | Среднее значение твердости HRC |
|---------|------------------------|-------------------|--------------|------------------------|-------------|--------------------------------|
| 1 | 1,5 | 3,0 | 10,9 | 8,7 | 180 | 60 |
| 2 | 1,8 | 3,8 | 11,0 | 9,7 | 190 | 61 |
| 3 | 2,2 | 3,8 | 11,1 | 10,3 | 195 | 61 |
| 4 | 2,4 | 4,0 | 11,1 | 10,5 | 200 | 62 |
| 5 | 2,8 | 4,3 | 13,4 | 11,3 | 210 | 62 |
| 6 | 3,2 | 4,5 | 15,6 | 12,1 | 220 | 62 |
| 7 | 4 | 5,0 | 16,0 | 13,0 | 240 | 64 |
| 8 | 4,2 | 4,8 | 17,0 | 13,1 | 245 | 63 |
| 9 | 4,5 | 4,5 | 18,0 | 13,3 | 250 | 63 |
| 10 | 4,8 | 4,5 | 19,2 | 13,4 | 255 | 63 |
| 11 | 5 | 4,4 | 20,3 | 13,5 | 260 | 63 |
| 12 | 5,5 | 4,2 | 20,6 | 13,3 | 270 | 62 |
| 13 | 6 | 4,0 | 20,9 | 13,2 | 280 | 62 |
| 14 | 6,4 | 3,9 | 22,0 | 12,0 | 293 | 62 |
| 15 | 6,8 | 3,8 | 24,0 | 10,5 | 300 | 60 |

Таблица 2 – Результаты измерений параметров автоматической дуговой наплавки

| № опыта | Глубина проплавления Н | Высота усиления С | Ширина шва В | Коэффициент наплавки А | Сила тока I | Среднее значение твердости HRC |
|---------|------------------------|-------------------|--------------|------------------------|-------------|--------------------------------|
| 1 | 1,6 | 2,0 | 11,8 | 8,5 | 260 | 56 |
| 2 | 1,8 | 2,2 | 12,0 | 8,7 | 270 | 56 |
| 3 | 1,9 | 2,3 | 12,4 | 9,0 | 280 | 56 |
| 4 | 2,1 | 2,6 | 13,0 | 9,8 | 300 | 56 |
| 5 | 2,0 | 3,0 | 14,0 | 11,0 | 330 | 61 |
| 6 | 2,1 | 3,3 | 14,6 | 12,4 | 360 | 64 |
| 7 | 2,2 | 3,4 | 15,0 | 13,5 | 389 | 65 |
| 8 | 2,3 | 3,8 | 15,2 | 14,0 | 430 | 64 |
| 9 | 2,3 | 4,2 | 15,3 | 14,1 | 468 | 64 |
| 10 | 2,3 | 4,2 | 15,3 | 14,1 | 478 | 64 |
| 11 | 2,4 | 4,3 | 15,4 | 14,1 | 490 | 64 |
| 12 | 2,4 | 4,4 | 15,4 | 14,2 | 500 | 64 |
| 13 | 2,5 | 4,5 | 15,5 | 14,2 | 510 | 63 |
| 14 | 2,5 | 4,8 | 15,5 | 14,3 | 530 | 63 |
| 15 | 2,5 | 5,0 | 15,5 | 14,3 | 555 | 63 |

Вид функции $HRC = f(H, C, B, \alpha, I)$ был выбран в виде отрезка полинома с граничными условиями, математическое ожидание которого можно представить в виде:

$$HRC(H, C, B, \alpha, I) = B_0 + \sum_{i=1}^k B_i X_i + \sum_{i < j} B_{ij} X_i + \sum_{i=1}^k B_{ij} X_i^2 + \dots \quad (1)$$

В данной ситуации, когда отсутствовала априорная информация об объекте, полиномиальную модель подбирали последовательно, начиная с простейшего линейного уравнения, которое достраивали до полной квадратичной регрессии [2].

При реализации матрицы планирования было осуществлено три серии экспериментов, включающих по 15 опытов. Результаты реализованной матрицы планирования представлены в таблице.

Таблица 3 – Кодирование факторов и интервалы варьирования плана

| Показатель | Глубина проплавления Н | Высота усиления С | Ширина шва В | Коэффициент наплавки А | Сила тока I |
|--|---------------------------|----------------------|-----------------|---------------------------|----------------|
| Нулевой уровень, X_{oi} | 1,6 | 2,0 | 11,8 | 8,5 | 260 |
| Интервал варьирования, | 2,5 | 5,0 | 15,5 | 14,3 | 555 |
| Нижний уровень $X_{min} = -1$ | 0,45 | 1,5 | 1,85 | 2,9 | 147,5 |
| Верхний уровень: $X_{max} = +1$ | 2,05 | 3,5 | 13,65 | 11,4 | 407,5 |
| Звездные точки: | | | | | |
| Нижний уровень: $X_{min} = -1,215$ | 1 | 1 | 0,5 | 8 | 350 |
| Верхний уровень: $X_{max} = +1,215$ | 2,5 | 4 | 3 | 13,6 | 420 |

Связь между кодовым и натуральным значениям фактора определяется по формуле:

$$X_i = \frac{x - X_{i0}}{\delta_{i0}}, \quad (2)$$

где δ – интервал варьирования i -го фактора; x – натуральное значение фактора (Н, С, В, А, I); X_{i0} – значение i -го фактора на нулевом уровне.

Интервал варьирования:

$$\delta_{i0} = \frac{(X_{max} - X_{min})}{2}. \quad (3)$$

Нулевой уровень (центр плана):

$$X_{i0} = \frac{(X_{max} + X_{min})}{2}. \quad (4)$$

Расстояние до звездных точек или уровней плана согласно условию ортогональности находим из выражений:

$$X_{min}^* = (1 + \frac{d}{4})X_{max} - \frac{d}{4}X_{min}. \quad (5)$$

$$X_{max}^* = (1 + \frac{d}{4})X_{min} - \frac{d}{4}X_{max}.$$

Применяя методы планирования эксперимента получены адекватные уравнения регрессии, которые представляют собой функции зависимости твердости (HRC) от ширины шва (В), глубины проплавления (Н), высоты усиления шва (С), коэффициента наплавки (α_n) и силы тока (I). Для обоих случаев результаты эксперимента имеют следующий вид (таблица 4).

Обработка результатов эксперимента при вычислении коэффициентов регрессии проводилась с использованием пакета программ Statistica. Оценка статической значимости найденных коэффициентов и проверка адекватности полученной зависимости осуществлялась независимо, используя критерии Стьюдента, Кохрена и Фишера [1]. Результаты статической проверки приведены в таблице 5 (для ручной дуговой наплавки) и таблице 7 (для автоматической дуговой наплавки).

Для обоих случаев выполняется условие воспроизводимости результатов эксперимента и адекватности полученного уравнения регрессии: $G_{расч} < G_{табл}$, $F_{расч} < F_{табл}$.

Конечный вид уравнения для ручной наплавки имеет вид:

$$HRC(H, C, B, \alpha, I) = -3,56 \cdot H - 0,490 \cdot C - 0,356 \cdot B + 0,337 \cdot \alpha - 0,001I^2, \quad (6)$$

для автоматической наплавки:

$$HRC(H, C, B, \alpha, I) = -9,423 \cdot H - 0,166 \cdot C \cdot B - 7,727 \cdot \alpha + 0,140 \cdot I - 0,00012I^2, \quad (7)$$

Сила тока входит в уравнение с положительным коэффициентом в обоих случаях, что свидетельствует о прямом влиянии силы тока на процессы, которые происходят в расплавленном металле. В то же самое время, I^2 можно рассмотреть, как основной компонент в составе формулы теплоты ($Q = I^2 \cdot R \cdot t$), входящий в состав полученных уравнений с разными знаками, что свидетельствует о неоднозначности влияния тепловложения в металлургические процессы и процессы при наплавке. Это возможно объяснить тем, что при недостаточной силе тока, а значит и тепловложении, не все легирующие элементы перейдут в состав наплавленного

Таблица 4 – Результаты эксперимента для автоматической дуговой наплавки

| Твердость сплава, HRC | | | | |
|-----------------------|------------|-------------|--------|----------------|
| Обозн, Vij | Знач,коэф, | Эксперимент | Расчет | Погрешность, % |
| b1 | -3,561 | 56 | 56,3 | 0,53 % |
| b2 | -0,490 | 56 | 55,4 | 1,08 % |
| b3 | -0,356 | 56 | 55,7 | 0,54 % |
| b4 | 0,337 | 56 | 56,7 | 1,23 % |
| b5 | 0,482 | 61 | 61,2 | 0,33 % |
| b55 | -0,001 | 64 | 63,5 | 0,79 % |
| | | 65 | 64,9 | 0,15 % |
| | | 64 | 64,3 | 0,47 % |
| | | 64 | 64,2 | 0,31 % |
| | | 64 | 64,5 | 0,78 % |
| | | 64 | 63,6 | 0,63 % |
| | | 64 | 63,7 | 0,47 % |
| | | 63 | 62,8 | 0,32 % |
| | | 63 | 62,8 | 0,32 % |
| | | 63 | 63,3 | 0,47 % |

Таблица 5 – Таблица статистических критериев достоверности результатов

| Критерий Кохрена расчётный | Критерий Кохрена табличный | Критерий Фишера расчётный | Критерий Фишера табличный | Дисперсия адекватности | Дисперсия воспроизводимости |
|----------------------------|----------------------------|---------------------------|---------------------------|------------------------|-----------------------------|
| Грасч | Гтабл | Грасч | Гтабл | Сад2 | Sy2 |
| 0,18 | 0,22 | 2,46 | 2,90 | 0,72 | 1,78 |

Таблица 6 – Результаты эксперимента для ручной дуговой наплавки

| Твердость сплава, HRC | | | | |
|-----------------------|-------------|-------------|--------|----------------|
| Обозн, Vij | Знач. коэф. | Эксперимент | Расчет | Погрешность, % |
| b1 | -9,423 | 60 | 59,75 | 0,42 % |
| b23 | -0,166 | 61 | 61,22 | 0,36 % |
| b4 | 7,727 | 60,33 | 61,23 | 1,47 % |
| b45 | -0,016 | 61 | 61,72 | 1,17 % |
| b5 | 0,140 | 62 | 61,99 | 0,02 % |
| b55 | 0,00012 | 62,33 | 62,22 | 0,18 % |
| | | 63,33 | 63,47 | 0,22 % |
| | | 62 | 63,51 | 2,38 % |
| | | 63,33 | 63,24 | 0,14 % |
| | | 63,33 | 62,69 | 1,02 % |
| | | 63,33 | 62,55 | 1,25 % |
| | | 62 | 62,38 | 0,61 % |
| | | 62,33 | 62,10 | 0,37 % |
| | | 61,83 | 61,8 | 0,05 % |
| | | 60,33 | 60,10 | 0,38 % |

Таблиця 7 – Таблица статистических критериев достоверности результатов

| Критерий Кохрена расчётный | Критерий Кохрена табличный | Критерий Фишера расчётный | Критерий Фишера табличный | Дисперсия адекватности | Дисперсия воспроизводимости |
|----------------------------|----------------------------|---------------------------|---------------------------|------------------------|-----------------------------|
| Грасч | Гтабл | Фрасч | Фтабл | Sад2 | Sy2 |
| 0,2 | 0,22 | 1,64 | 2,90 | 1,15 | 1,89 |

металла, а при слишком большой – легирующие элементы будут выгорать.

Геометрические параметры шва входят в состав уравнения с отрицательными знаками. Произведение $C \cdot B$ можно рассматривать обобщенно, как геометрическое описание некоторой части площади сечения шва. Оно также входит в состав уравнения со знаком минус.

Нами была получена серия графиков наглядно показывающих взаимосвязь твёрдости от таких комбинаций параметров, как ширина и глубина проплавления (рис. 7); высоты усиления и глубина проплавления (рис. 3, рис. 7); высота усиления и ширина шва (рис. 4,

рис. 8); коэффициент наплавки и сила тока наплавки (рис. 5, рис. 9).

Такие же данные были получены и для автоматической наплавки износостойким сплавом 160X10P4Ф2 (рис. 8–9).

Степень полинома была взята не больше второй степени, так как вычисления показали, что в данном эксперименте это приводит к получению наиболее адекватной модели. Вследствие этого, графики представляют собой параболические зависимости разного характера. Такой вид зависимости ещё раз говорит о сложности процессов происходящих при формировании шва, в частности о конкуренции в геометрии его лицевой части и корня.

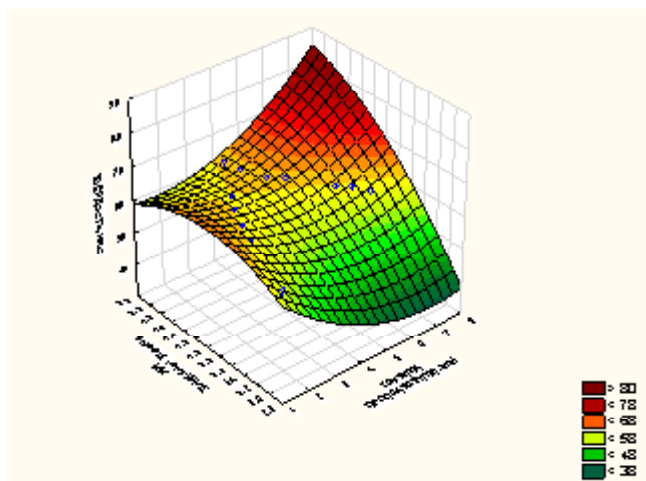


Рис. 3. График зависимости твёрдости от высоты усиления и глубины проплавления для ручной дуговой наплавки

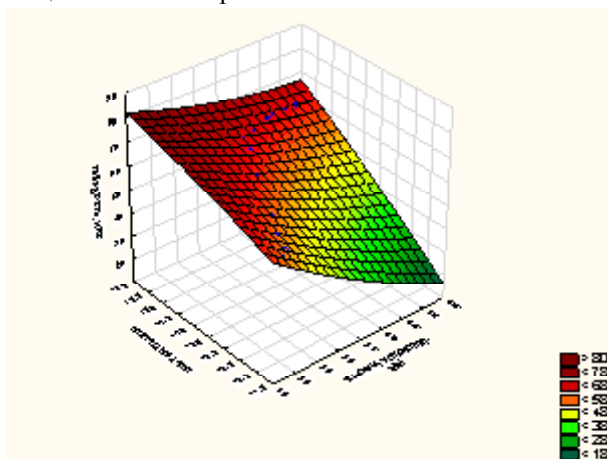


Рис. 4. График зависимости твёрдости от высоты усиления и ширины шва для ручной дуговой наплавки

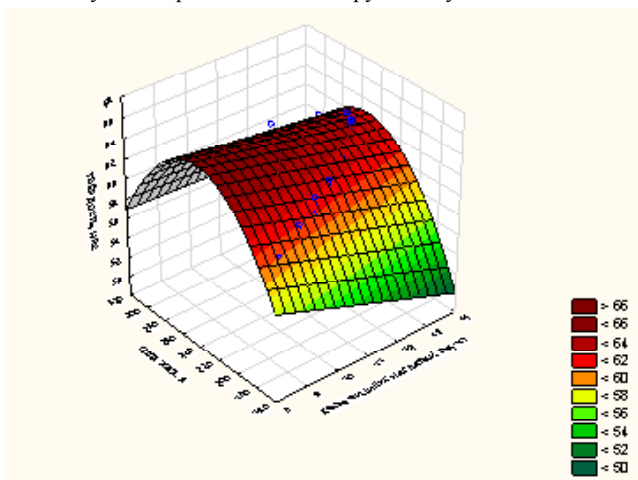


Рис. 5. График зависимости твёрдости от коэффициент наплавки и сила тока наплавки для ручной дуговой наплавки

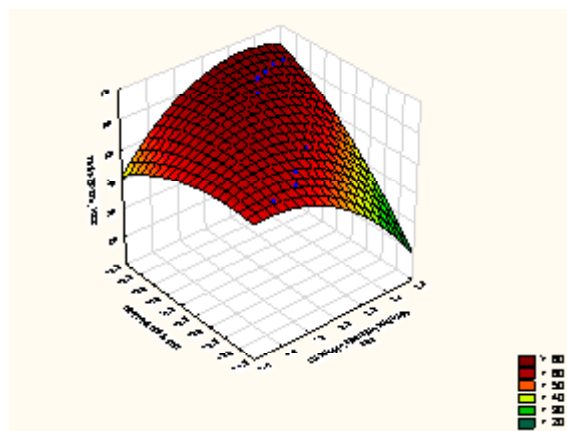


Рис. 6. График зависимости твёрдости от ширины и глубины проплавления для автоматической дуговой наплавки

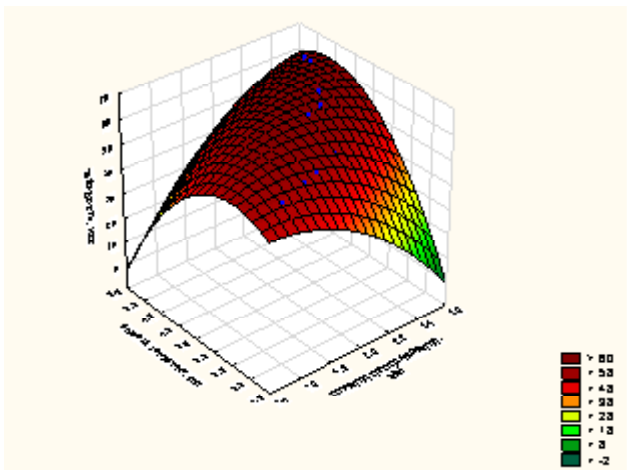


Рис. 7. График зависимости твёрдости от высоты усиления и глубины проплавления для автоматической дуговой наплавки

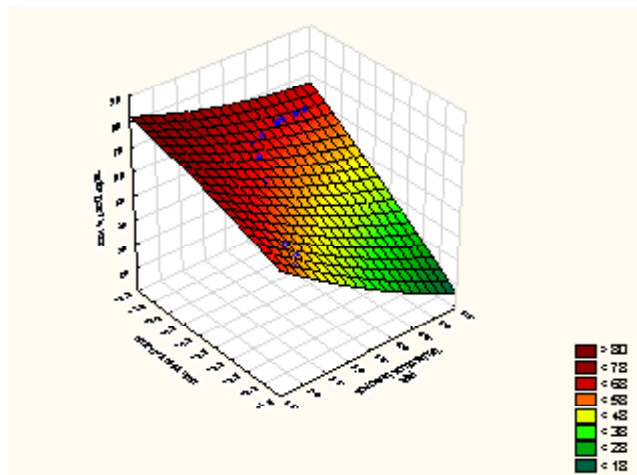


Рис. 8. График зависимости твёрдости от высоты усиления и ширины шва для автоматической дуговой наплавки

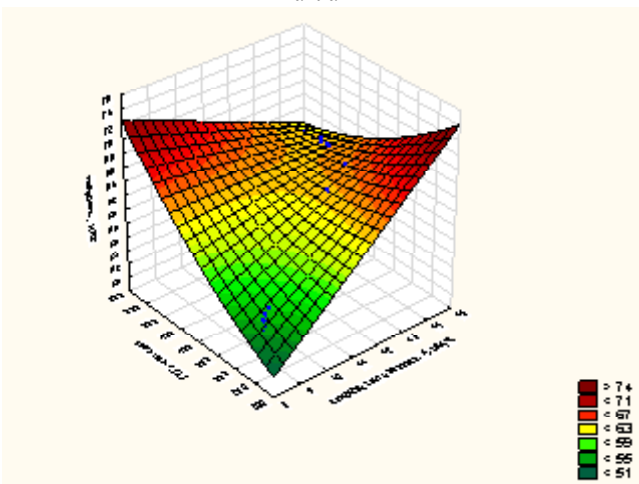


Рис. 9. График зависимости твёрдости от коэффициента наплавки и сила тока наплавки для автоматической дуговой наплавки

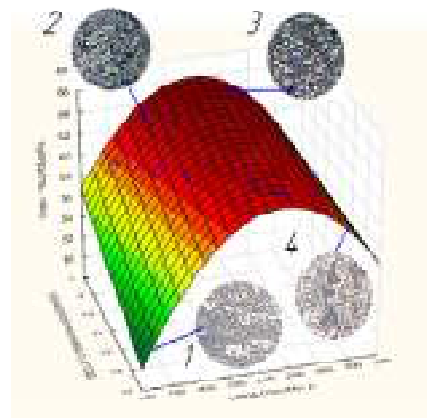


Рис. 10. Зависимость структурно-фазового состояния сплава 160X10P4Ф2 от силы тока и коэффициента наплавки [микроструктура образованная: 1 – при силе тока 160...180А; 2 – 200...230 А; 3 – 250...270 А; 4 – 300...320 А]

Была исследована зависимость структурно-фазового состояния от параметров наплавки на примере графика зависимости твёрдости от силы тока и коэффициента наплавки (рис. 10).

При недостаточной силе тока не все легирующие элементы перейдут в наплавленный металл, что приведёт к снижению количества упрочняющих фаз карбидов, боридов, карбоборидов и борокарбидов. Коэффициент перехода в этом случае будет представлять $K_{пер} = 0,45...0,55$. С увеличением силы тока коэффициент перехода постепенно увеличивается к значениям $K_{пер} = 0,6$. При оптимальных параметрах тока он достигает своего максимума и равняется $K_{пер} = 0,65...0,85$. После этого за счет роста погонной энергии значительная часть легирующих элементов выгорает и коэффициент перехода уменьшается $K_{пер} = 0,3...0,4$. Это означает уменьшение количества легирующих элементов в составе наплавленного металла, который приведёт к уменьшению количества образованных химических соединений карбидов, боридов,

карбоборидов, борокарбидов и других, вследствие чего агрегатная твердость уменьшается.

Выводы

Таким образом, в результате математического исследования и проведения многофакторного эксперимента для износостойкого сплава 160X10P4Ф2, нами были получены следующие результаты:

1. Изучена взаимосвязь между шириной шва, высотой усиления, глубиной проплавления, коэффициентом наплавки, силой тока и твёрдостью.
2. Получены адекватные математические модели.
3. Построены соответствующие многомерные пространственные графические поверхности отклика, позволяющие наглядно анализировать зависимости.
4. Приведена наглядная визуализация влияния различных параметров дуговой наплавки на микроструктуру и структурно-фазовое состояние сплава 160X10P4Ф2.

Список литературы

1. Хартман К. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов / К. Хартман, Э. Лецкий, В. Шефер. – М. : Мир, 1977. – 522 с.

- 2 Износостойкость сплавов, восстановление и упрочнение деталей машин / Под ред. В. С. Попова. – Запорожье : Изд-во ОАО «Мотор Сич», 2006. – 420 с.
- 3 Попов С. Н. Решение задач трибоматериаловедения на основе системных многокритериальных методов математического анализа износостойкости сталей и сплавов / С. Н. Попов, Д. А. Антонюк, Т. В. Попова // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2004. – № 4. – С. 172–181.
- 4 Адлер Ю. П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю. П. Адлер, Ю. В. Грановский. – М. : Наука, 1976. – 297 с.
- 5 Грановский В. А. Методы обработки экспериментальных данных при измерениях / В. А. Грановский, Т. Н. Сирая. – Л. : Энергоатомиздат. – 1990. – С. 53–88.
- 6 Попов С. Н. Концептуальные проблемы многокритериального подхода при исследовании износостойкости сплавов в условиях интенсивного изнашивания / С. Н. Попов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 2. – С. 49–54.
- 7 Попов С. Н. Математическое моделирование износостойких гетерогенных покрытий композиционным биметаллом на базе легирования Fe-Cr-B-V / С. Н. Попов // Композиционные материалы в промышленности. – К. : АТМУ, 1999. – 141 с.
- 8 Попов С. Н. Оптимизация износостойкого наплавочного сплава системы Fe-C-Ti-B для условий изнашивания закреплённым абразивом / С. Н. Попов, Д. А. Антонюк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 1. – С. 93–99.

Одержано 14.02.2019

Попов С.М., Шумикін С.О. Дослідження комплексного впливу параметрів наплавлення на фізико-механічні властивості зносостійких гетерогенних хромо-бористих сплавів

Мета роботи. Метою цього дослідження є встановлення математичних залежностей впливу технологічних параметрів нанесення зносостійких сплавів на твердість поверхневого шару і геометричні параметри шва як при ручному, так і при автоматичному електродуговому наплавленні гетерогенним хромо-бористим сплавом.

Методи дослідження. Під час аналізу впливу технологічних показників на фізико-механічні властивості зносостійких гетерогенних хромо-бористих сплавів при ручному і автоматичному електродуговому наплавленні було вирішено використовувати математичне планування досліджень на основі активного експерименту, зі створенням чисельного опису математичного очікування.

Отримані результати. На основі теорії наукового математичного планування експерименту проведено комплекс відповідних дослідів, який дає змогу математично описати характеристики сплаву, дати теоретичну оцінку кореляції параметрів між собою.

Наукова новизна. Вперше отримана математична модель $HRC = f(H, C, B, \alpha_n, I)$ у вигляді рівнянь регресії на основі полінома другого ступеня, що дає змогу зв'язати агрегатну твердість сплаву після нанесення на робочу поверхню з H – глибиною проплавлення, C – висотою посилення, B – шириною шва, α_n – коефіцієнтом наплавлення і I – силою струму наплавлення.

Практичне значення. Отримані результати наведених досліджень дають змогу в рамках технічної і технологічної точності, необхідної в практичних інженерних розрахунках, отримати чисельні значення прогнозу фізико-механічних властивостей зносостійких гетерогенних хромо-бористих сплавів при варіюванні параметрів для ручного і автоматичного електродугового наплавлення.

Ключові слова: наплавлення, оптимізація, зносостійкість, сплав, регресія, геометрія шва, прогнозування.

Popov S., Shumikin S. Research of complex influence of surfacing parameters on the physic-mechanical properties of wear-resistant heterogeneous chrome-bororous alloys

Purpose. The purpose of this study is to establish the mathematical dependencies of the influence of the technological parameters of the deposition of wear-resistant alloys on the hardness of the surface layer and the geometrical parameters of the weld both with manual and automatic electric arc surfacing with heterogeneous chrome-bororous alloy.

Research methods. When analyzing the effect of technological indicators on the physic-mechanical properties of wear-resistant heterogeneous chrome-bororous alloys in manual and automatic electric arc surfacing, it was decided to use mathematical planning of research based on an active experiment, with the creation of a numerical description of mathematical expectation.

Results. On the basis of the theory of scientific mathematical planning of an experiment, a complex of relevant experiments was carried out, which makes it possible to mathematically describe the characteristics of the alloy, to give a theoretical estimate of the parameters correlation among themselves.

Scientific novelty. For the first time a mathematical model was obtained $HRC = f(H, C, B, \alpha_n, I)$ in the form of regression equations on the basis of a second-degree polynomial, which makes it possible to relate the aggregate hardness of the alloy after deposition on the working surface with H – penetration depth, C – gain height, B – weld width, α_n – deposition rate and I – deposit current strength.

Practical meaning. The obtained results of the above studies make it possible, within the framework of technical and technological accuracy required in practical engineering calculations, to obtain numerical prediction values of the physic-mechanical properties of wear-resistant heterogeneous chrome-bororous alloys when varying the parameters for manual and automatic arc welding.

Key words: surfacing, optimization, wear resisting, alloy, regression, geometry of weld seam, forecasting.

РАДІАЦІЙНА ОБРОБКА В ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИРОБІВ ІЗ СКЛОПЛАСТИКІВ

Мета роботи. Метою роботи є інтенсифікація процесів твердіння тонкостінних склопластиків конструкційного та теплозахисного призначення й підвищення їх фізико-механічних характеристик за допомогою радіаційних методів обробки.

Методи дослідження. Досліджувалися склопластики конструкційного та теплозахисного призначення. В якості наповнювача використовували кремнеземну склотканину КТ-11-ТОВА, яка була піддана термообробці та апретуванню [5]. В якості сполучного матеріалу застосовували епоксидну смолу ЕДТ-10 та фенолоформальдегідну смолу ЛБС-4. Радіаційну обробку прискореними електронами проводили на прискорювачі типу ЕЛТ-1,5. Для реалізації інфрачервоного нагріву використовували галогенні лампи розжарювання КГТ-220-1000, які розташовувались «коридором» для забезпечення рівномірного температурного поля [2]. Розривні навантаження вимірювали на розривній машині МР-0,5-1 при швидкості навантаження 50 мм/хв. Електронно-мікроскопічний аналіз здійснювали на електронному мікроскопі РЕМ200.

Наукова новизна. Запропоновано й досліджено методи радіаційного впливу на процеси формування внутрішньої структури склопластиків і встановлено, що радіаційна обробка є ефективним способом спрямованої зміни структури і властивостей полімерів та інтенсифікації процесів твердіння композитів. Результатами досліджень підтверджено факт інтенсифікації процесу твердіння склопластиків за рахунок застосування радіаційного опромінення в порівнянні з конвективним нагріванням. Встановлено, що радіаційна обробка комбінованим методом забезпечує підвищення показників міцності для склопластиків теплозахисного й конструкційного призначення до 18 % та 20 % відповідно.

Практична цінність. Розроблено технологію радіаційної обробки комбінованим методом склопластиків теплозахисного й конструкційного призначення, що включає інфрачервоне нагрівання та доотвердіння прискореними електронами. Для повного завершення процесу час прогрівання при радіаційній обробці прискореними електронами складає 1 хв, а при комбінованому методі – 16 хв. Загальний час термотвердіння при конвективному нагріванні складає 8 годин. Результати експериментальних досліджень були використані для удосконалення технологічних процесів твердіння склопластиків теплозахисного та конструкційного призначення.

Ключові слова: композиційні матеріали, склопластик, інтенсифікація процесу затвердіння, прискорені електрони, інфрачервоний нагрів, джерело електронів.

Вступ

У даний час у машинобудуванні широкого застосування одержали склопластики, які успішно конкурують із металами та їх сплавами. Вироби із них мають малу питому вагу й малу гігроскопічність.

Існуюча технологія виготовлення виробів із склопластиків є трудомістким процесом, пов'язаним із тривалістю твердіння останніх. Способи інтенсифікації процесів твердіння вимагають спеціальних досліджень і нестандартних рішень.

Одним із таких рішень є використання радіаційних методів твердіння композитів. Дослідження цих методів є актуальною задачею та має велике практичне значення.

Застосування радіаційних методів обробки склопластиків у процесі твердіння дозволяє значно скоротити цикл виготовлення виробів, знизити трудомісткість процесів і підвищити експлуатаційні характеристики одержуваних матеріалів.

Методика досліджень

Досліджувалися склопластики конструкційного та теплозахисного призначення. В якості наповнювача використовували кремнеземну склотканину КТ-11-ТОВА, яка була піддана термообробці та апретуванню. В якості сполучного матеріалу застосовували епоксидну смолу ЕДТ-10 та фенолоформальдегідну смолу ЛБС-4.

Спосіб формування виробів із полімерних композиційних матеріалів включає три основних етапи, на першому з яких здійснюється попереднє формування, потім конструкція піддається нагріву з метою твердіння сполучного матеріалу, а на остаточному етапі виріб доводиться до потрібної форми і розмірів.

Заготовки склопластиків конструкційного та теплозахисного призначення формували методом контактного пресування та на намотувальних верстатах типу ВНП-6.

При контактному пресуванні для виготовлення склопластикових пакетів використовували оснащення,

яке представляє собою два обкладених листа з алюмінію завтовшки 10 мм і площею 400×400 мм². Антіадгезію була фторопластова плівка.

Рівномірний тиск формування $P\phi = 0,5$ МПа створювали гідравлічним пресом і контролювали манометром, а однакову товщину пакетів забезпечували стяжкою болтів по периметру обкладених листів до упору до шаблону. Матеріал ущільнювали виходячи із розрахунку 4 шари препрегу на 1 мм товщини пакета.

Зразки циліндричної форми виготовляли методом «мокрого» намотування на оправленні з алюмінію діаметром 300 мм. Формування оболонки проводили на намотувальному верстаті з ЧПК типу СНП-6 і на лабораторній установці для виготовлення мікропластиків. При формуванні оболонки застосовували кругове намотування в напрямку, перпендикулярному утворенню циліндра (кут намотування близький до 90°). Сполучне перед намотуванням нагрівали до температури 340 К для забезпечення необхідної в'язкості. Товщина оболонки становить 0,5–10 мм.

Готові зразки поміщали на транспортер, ширина стрічки якого 380 мм і простягали або обертали під прискорювачем. В результаті чого вони послідовно потрапляли у зону випускного вікна прискорювача та опромінювалися паралельним пучком електронів.

Для твердіння сполучного в роботі розглянуті наступні способи нагріву: використання конвективного нагріву, інфрачервоного нагріву та комбінований спосіб нагріву, який включає інфрачервоний нагрів і доотвердіння прискореними електронами.

Радіаційну обробку прискореними електронами проводили на прискорювачі типу ЕЛТ-1,5 при наступних режимах: енергія електронів, МеВ – 1,5; потужність дози випромінювання, Мрад – 2,33; поглинена доза, Мрад – 20, 40, 60, 80, 100; ток пучка, мА – 7. Формування пучка, діаметр якого на виході складає 5 мм, забезпечували системою магнітних лінз. Для розподілу падаю-

чої енергії по площі застосовувалася магнітна система розгортки пучка в двох взаємно напрямках.

Для порівняльних випробувань використовували контрольні зразки, термотвердіння (ТО) яких проводили по режиму: підйом температури до 350 К протягом 2 годин, плавне підвищення температури від 350 К до 430 К протягом 4 годин і витримка при температурі 430 К протягом 2 годин із наступним вільним охолодженням в печі. Загальний час термотвердіння склало 8 годин.

Розривні навантаження вимірювали на розривній машині МР-0,5-1 при швидкості навантаження 50 мм/хв.

Для реалізації інфрачервоного нагріву використовували галогенні лампи розжарювання КГТ-220-1000, які розташовувались «коридором» для забезпечення рівномірного температурного поля.

В роботі досліджували можливість застосування радіаційного твердіння прискореними електронами при отриманні склопластиків конструкційного та теплозахисного призначення товщиною 4 мм.

Результати досліджень

Дослідження проводили із метою відпрацювання режимів твердіння. Оскільки, кінцевою задачею є одержання стабільно високих фізико-механічних характеристик було вивчено вплив дози опромінення (20 Мрад, 40 Мрад, 60 Мрад, 80 Мрад, 100 Мрад) на зміну міцності зсуву зразків склопластику. Час опромінення склав 1 хв. У таблиці 1 наведені фізико-механічні характеристики склопластиків при різних дозах опромінення.

З метою оцінки адгезійної міцності між шарами склопластику при радіаційному твердінні виготовляли плоскі зразки для вимірювання зсувної міжшарової деформації, що представляють собою склеєні «внахлест» смужки препрегу розміром (120×20) мм із перекриттям 25 мм. Розривні напруження вимірювали на розривній машині МР-0,5-1 при швидкості навантаження 50 мм/хв. На рис. 1а, б наведені гістограми зміни характеристик міцності плоских склопластиків.

Таблиця 1 – Дані фізико-механічних випробувань плоских зразків склопластику отвердженого прискореними електронами

| Матеріал | Спосіб твердіння | Поглинен а доза, Мрад | Фізико-механічні властивості | | | | |
|------------------|------------------|-----------------------|-------------------------------|----------------------|-----------------------|------------------------|-----------------------|
| | | | Густина, ρ, кг/м ³ | Ступінь твердіння, % | Руйнівні навантаження | | |
| | | | | | σ _{зг} , МПа | σ _{рос} , МПа | σ _{ст} , МПа |
| КТ-11-ТОА+ЛБС-4 | РО | 20 | 1,19 | 98,3 | 89,3 | 342 | 248,3 |
| | | 40 | 1,21 | | 90,8 | 365 | 250,9 |
| | | 60 | 1,25 | | 92,5 | 387 | 253,3 |
| | | 80 | 1,28 | | 111,0 | 412 | 298,0 |
| | | 100 | 1,30 | | 111,8 | 429 | 298,6 |
| | ТО | 0 | 1,23 | 97,0 | 98,0 | 375 | 280,0 |
| КТ-11-ТОА+ЕДТ-10 | РО | 20 | 1,21 | 98,5 | 123,7 | 486 | 323,6 |
| | | 40 | 1,24 | | 125,5 | 504 | 326,4 |
| | | 60 | 1,27 | | 127,7 | 527 | 328,9 |
| | | 80 | 1,30 | | 130,7 | 547 | 345,8 |
| | | 100 | 1,31 | | 131,2 | 548 | 346,2 |
| | ТО | 0 | 1,25 | 97,5 | 112,7 | 475 | 342,7 |

З таблиці видно, що максимальне збільшення міцності спостерігається при дозі опромінення 80 Мрад. Подальше збільшення дози опромінення недоцільно через необхідність застосування обладнання з більш високою енергією прискорених електронів. Ступінь твердіння радіаційнооброблених зразків при дозі 80 Мрад склала 98,3 % для ЛБС-4 та 98,5 % для ЕДТ-10, що свідчить про досить високу завершеність хімічного процесу.

Розривна міцність зразків, які були піддані радіаційній обробці (РО), склала 412 МПа для КТ-11-ТОА+ЛБС-4 та 547 МПа для КТ-11-ТОА+ЕДТ-10; контрольних зразків (ТО) – 375 МПа та 475 МПа відповідно.

За результатами фізико-механічних випробувань встановлено, що в склопластиках теплозахисного призначення, які були піддані радіаційній обробці за вказаними режимами, спостерігається збільшення характеристик міцності на 13 %, а в склопластиках конструкційного призначення при цих же режимах твердіння характеристики міцності збільшуються на 15 %.

Для одержання стабільного збільшення характеристик міцності склопластиків у роботі була запропоновано схему комбінованого твердіння, що включає інфрачервоне нагрівання (ІЧ) й доотвердіння прискореними електронами (РО). Необхідність застосування комбіно-

ваного твердіння викликана тим, що для склопластиків на сполучних поліконденсаційного типу м'яке інфрачервоне нагрівання забезпечує більш повне та якісне видалення летких речовин.

Для реалізації комбінованого способу інфрачервоне нагрівання тонкостінних склопластиків здійснювали при температурі 390 К протягом 15 хв. Потім зразки, що піддавалися попередньому термоотвердінню за допомогою інфрачервоного нагрівання, доотверджували на прискорювачі електронів при дозі опромінення 80 Мрад протягом 1 хв. при температурі твердіння 423К.

Результати фізико-механічних випробувань зразків представлені в таблиці 2.

На гістограмі (рис. 2а, б) наведено показники міцності плоских зразків при різних способах твердіння.

Механічні випробування плоских заготовок, отверджених комбінованим способом (ІЧ+РО), показали, що розривна міцність склопластику на ЛБС-4 становить 458 МПа, а на ЕДТ-10 – 595 МПа. Для заготовок, отверджених конвективним нагріванням (ТО) – 375 і 475 МПа відповідно. Ступінь твердіння для ЛБС-4 становила 98,7%, а для ЕДТ-10 – 98,9%. При цьому відбувалося скорочення часу твердіння з 8 годин до 16 хв.

Електронно-мікроскопічний аналіз здійснювали на електронному мікроскопі РЕМ 200 при напрузі 40 кВ. На рис. 3 представлені результати електронно-мікроскопічних досліджень сполучного ЛБС-4.

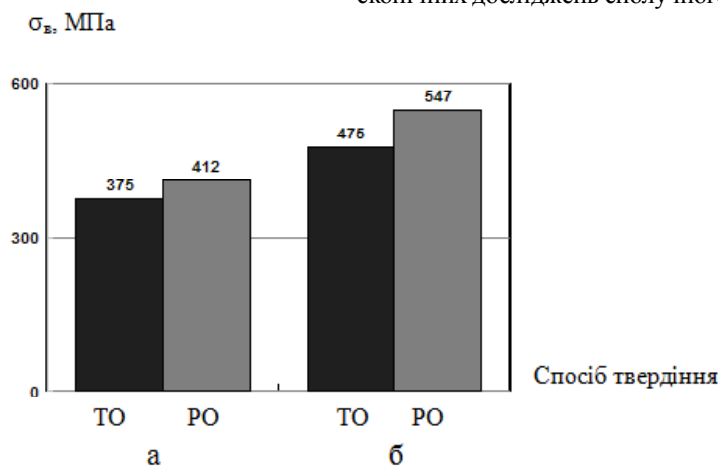


Рис. 1. Гістограми характеристик міцності плоских склопластиків: а – конструкційного призначення; б – теплозахисного призначення

Таблиця 2 – Фізико-механічні характеристики склопластику отвердженого радіаційними методами і контрольним методом

| Матеріал | Спосіб твердіння | Густина ρ, кг/м ³ | σ _p , МПа | Ступінь твердіння, % | Кількість зразків |
|------------------|------------------|------------------------------|----------------------|----------------------|-------------------|
| КТ-11-ТОА+ЛБС-4 | ТО | 1,23 | 375 | 97,0 | 11 |
| | РО | 1,28 | 412 | 98,3 | 11 |
| | ІЧ | 1,31 | 441 | 98,5 | 11 |
| | ІЧ+РО | 1,33 | 458 | 98,7 | 11 |
| КТ-11-ТОА+ЕДТ-10 | ТО | 1,25 | 475 | 97,5 | 11 |
| | РО | 1,30 | 547 | 98,5 | 11 |
| | ІЧ | 1,32 | 583 | 97,7 | 11 |
| | ІЧ+РО | 1,34 | 595 | 98,9 | 11 |

В результаті вивчення надмолекулярної структури сполучного ЛБС-4 встановлено, що в зразках, підданих радіаційному впливу прискореними електронами спостерігається незначне збільшення пористості (рис. 3б) в порівнянні з конвективним нагріванням (рис. 3а), викликане продуктами радіолізу. Кількість же пор в матеріалі, отвердженому комбінованим методом зменшується (рис. 3в), так як при попередньому інфрачервоному нагріві сполучного ЛБС-4 відбувається часткове вида-

лення летких речовин. Підвищення якості композиту призводить до збільшення фізико-механічних характеристик.

Аналогічна картина простежується в зразках склопластику на цьому ж сполучному (рис. 4).

Більша кількість пор спостерігається в зразках склопластику, отвердженого прискореними електронами. І ця кількість пор істотно зменшується, структура стає більш компактною при комбінованому способі твердіння.

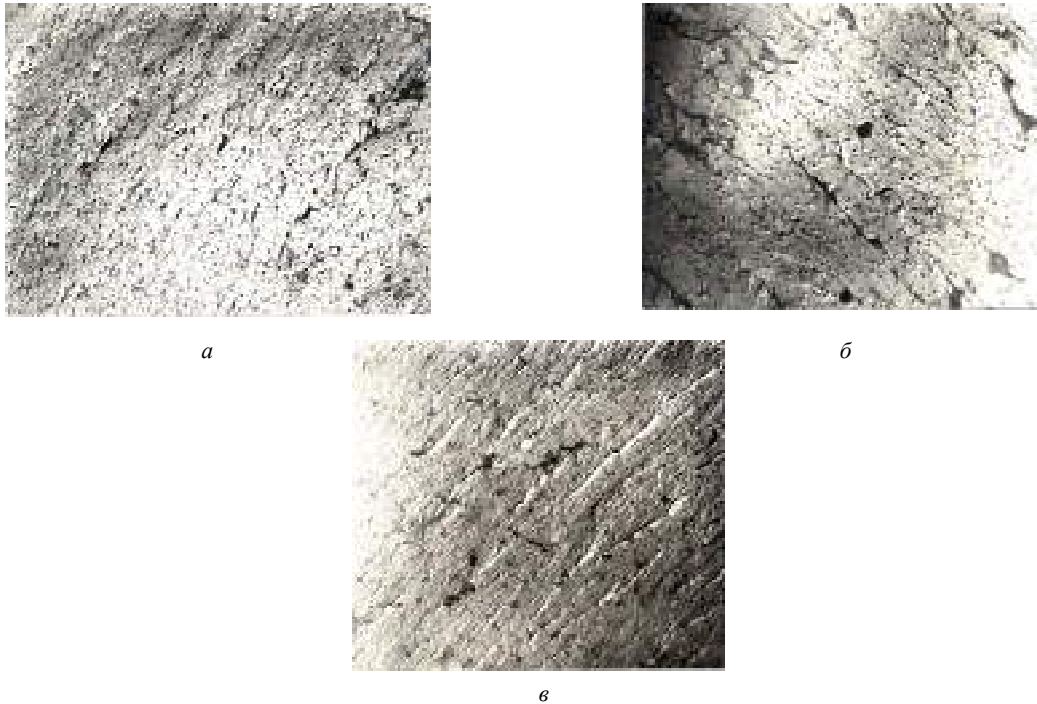


Рис. 3. Електронно-мікроскопічні дослідження сполучного ЛБС-4: *а* – контрольний зразок; *б* – радіаційна обробка прискореними електронами; *в* – комбіноване твердіння

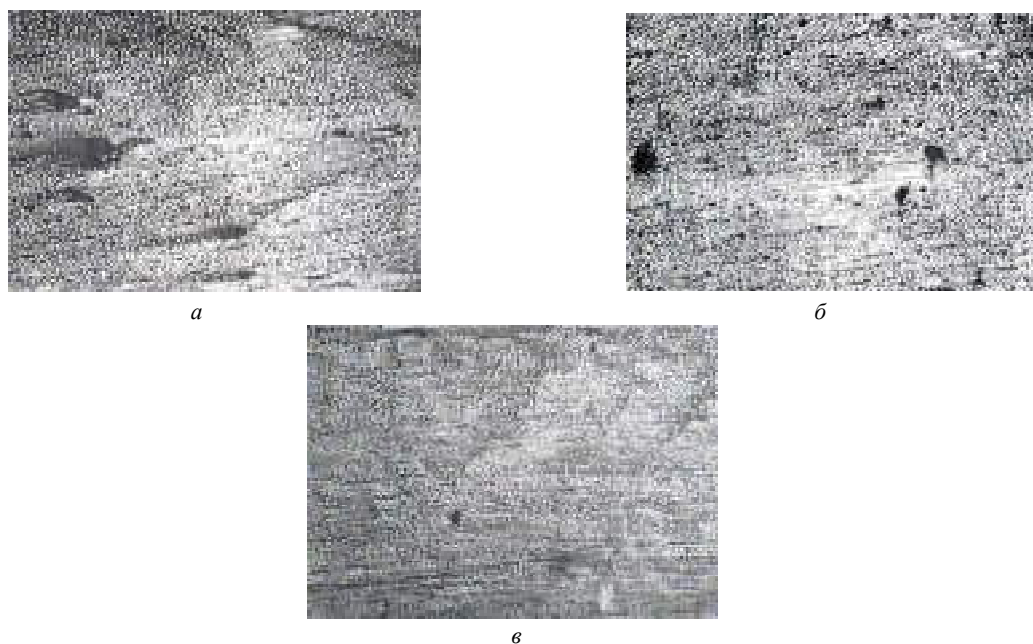


Рис. 4. Мікроструктура склопластику КТ-11-ТОА + ЛБС-4: *а* – контрольний зразок; *б* – радіаційна обробка прискореними електронами; *в* – комбіноване твердіння

Механізм виявлених явищ полягає в наступному. Оскільки теплопровідність композиту низька, при конвективній обробці він нагрівається послідовно від поверхні до центра заготовки, відповідно до цього після нагрівання до заданої температури починається твердіння композиту. Виникаючий градієнт температур по перерізу заготовки поступово зменшується, подовжуючи як час наскрізного прогрівання, так і тривалість процесу твердіння.

При радіаційній обробці працюють два механізми. При впливі на композит інфрачервоного випромінювання інтенсифікація процесу отвердження відбувається через вплив кванта енергії на протікання хімічних реакцій між макромолекулами, тобто виникають фотохімічні процеси взаємодії.

При радіаційній обробці прискореними електронами також відбувається взаємодія випромінювання з речовиною. У результаті процесів поглинання, які приводять до іонізації та збудження атомів, прискорені електрони створюють потік вторинних електронів і випромінювання квантів енергії при переході атомів в основний стан. Ці явища сприяють розігріву композита. Процес супроводжується генеруванням гальмового випромінювання рентгенівського діапазону в результаті пружного розсіювання прискорених електронів на ядрах атомів.

У роботі розглянути процеси радіаційного впливу на склопластики при передачі тепла усередину матеріалу.

Висновки

Як показали результати досліджень, застосування радіаційних методів обробки із урахуванням розподілу температурних полів дозволяє удосконалити технологію виготовлення виробів із композиційних матеріалів та рекомендувати її для формування елементів конструкцій оболонкової і плоскої форми. Виходячи із отриманих результатів можна зробити наступні висновки:

- досліджено вплив дози опромінення (20 Мрад, 40 Мрад, 60 Мрад, 80 Мрад, 100 Мрад) на зміну зсувної міцності зразків склопластику. Встановлено, що макси-

мальне збільшення міцності спостерігається при дозі опромінення 80 Мрад;

- за результатами фізико-механічних досліджень встановлено, що в склопластиках теплозахисного призначення (КТ-11-ТОА+ЛБС-4), які піддавалися радіаційній обробці прискореними електронами при дозі опромінення 80 Мрад, спостерігається збільшення характеристик міцності композита до 13 %, а в склопластиках конструкційного призначення (КТ-11-ТОА+ЭДТ-10) при цих же режимах твердіння до 15 % порівняно з конвективним нагріванням;

- розроблено нову технологію комбінованого твердіння склопластиків, яка включає інфрачервоне нагрівання й доотвердження прискореними електронами. При цьому відбувається значне скорочення тривалості твердіння (з 8 год до 16 хв) і збільшення показників міцності до 20 % порівняно з твердінням конвективним нагріванням;

- мікроскопічний і електронно-мікроскопічний аналізи дозволили установити, що кількість пор у склопластику залежить від способу твердіння. Найменше число пор спостерігається в зразках, які отверджені комбінованим способом.

Список литературы

1. Манько Т. А. Современное материаловедение. Учебное пособие / Манько Т. А. – Днепропетровск : ДНУ, 2007. – 199 с.
2. Полімерні композиційні матеріали в ракетно-космічній техніці : підручник / [С. О. Джур, Л. Д. Кучма, Т. А. Манько та ін.]. – К. : Вища освіта, 2003. – 399 с.
3. температуры и спектрального состава ИК излучения при производстве многослойной термостойкой пленки / [Каиров Э. И., Слободской А. П., Марков Н. Г. и др.] Выбор // Пластические массы. – 1990. – № 7. – С. 62-64.
4. Зворыкин Д. Б., Прохоров Ю. И. Применение лучистого инфракрасного нагрева в электронной промышленности / Зворыкин Д. Б., Прохоров Ю. И. – М. : Энергия, 1980. – 156 с.
5. Адгезия связующих к стекловолоконистым наполнителям при радиационном отверждении / [Омельченко С. И., Шлопацкая В. В.] // Пластические массы. – 1980. – № 8. – С. 30–33.

Одержано 14.02.2019

Задоя Н.А., Рудык Н.Г. Радиационная обработка в технологии изготовления изделий из стеклопластиков

Цель работы. Целью работы является интенсификация процессов отверждения тонкостенных стеклопластиков конструкционного и теплозащитного назначения и повышения их физико-механических характеристик с помощью радиационных методов обработки.

Методы исследования. Исследовались стеклопластики конструкционного и теплозащитного назначения. В качестве наполнителя использовали кремнеземную стеклоткань КТ-11-ТОА, которая была подвергнута термообработке и аппретирования [5]. В качестве связующего материала применяли эпоксидную смолу ЭДТ-10 и фенолоформальдегидную смолу ЛБС-4. Радиационную обработку ускоренными электронами проводили на ускорителе типа ЭЛТ-1,5. Для реализации инфракрасного нагрева использовали галогенные лампы накаливания КГТ-220-1000, которые располагались «коридором» для обеспечения равномерного температурного поля [2]. Разрывные нагрузки измеряли на разрывной машине МР-0,5-1 при скорости нагрузки 50 мм/мин. Электронно-микроскопический анализ осуществляли на электронном микроскопе РЭМ 200.

Научная новизна. Предложены и исследованы методы радиационного воздействия на процессы формирования внутренней структуры стеклопластиков и установлено, что радиационная обработка является эффективным способом направленного изменения структуры и свойств полимеров и интенсификации процессов отверждения композитов. Результатами исследований подтвержден факт интенсификации процесса отверждения стеклопластиков за счет применения радиационного облучения по сравнению с конвективным нагревом. Установлено, что радиационная обработка комбинированным методом обеспечивает повышение показателей прочности для стеклопластиков теплозащитного и конструкционного назначения в 18 % и 20 % соответственно.

Практическая ценность. Разработана технология радиационной обработки комбинированным методом стеклопластиков теплозащитного и конструкционного назначения, включая инфракрасный нагрев и доотверждение ускоренными электронами. Для полного завершения процесса время прогрева при радиационной обработке ускоренными электронами составляет 1 мин, а при комбинированном методе – 16 мин. Общее время термоотверждения при конвективном нагреве составляет 8 часов. Результаты экспериментальных исследований были использованы для совершенствования технологических процессов отверждения стеклопластиков теплозащитного и конструкционного назначения.

Ключевые слова: композиционные материалы, стеклопластик, интенсификация процесса отверждения, ускоренные электроны, инфракрасный нагрев, источник электронов.

Zadoya N., Rudyk N. Radiation processing in the technology of manufacturing products from fiberglass

Purpose. The purpose of the work is to intensify the processes of solidification of thin-walled fiberglass's of structural and thermal protection purposes and to increase their physical and mechanical characteristics by means of radiation treatment methods.

Research methods. Fiber fixtures of structural and thermal protection purposes were investigated. As a filler, the silicon-based fiberglass CT-II-TOA, which was subjected to heat treatment and reprocessing, was used [5]. As a binder, EPT-10 epoxy resin and LBS-4 phenol-formaldehyde resin were used. Radiation treatment with accelerated electrons was carried out on an accelerator type ELT-1,5. For the implementation of infrared heating, halogen filament lamps were used KTT-220-1000, which were located "corridor" to provide a uniform temperature field [2]. The breaking loads were measured on a bursting machine MR-0,5-1 at a loading speed of 50 mm / min. An electron microscopic analysis was performed on an electron microscope REM 200.

Scientific novelty. The methods of radiation influence on the processes of formation of the internal structure of fiberglass have been proposed and investigated and it has been established that radiation treatment is an effective way for directed changes in the structure and properties of polymers and intensification of the processes of solidification of composites. The results of the research confirmed the fact of the intensification of the hardening of glass fibers through the use of radiation irradiation compared with convective heating. It has been established that radiation treatment with a combined method provides an increase in the index of strength for fiberglass's of thermal and protective design to 18 % and 20 % respectively.

Practical value. The technology of radiation treatment by the combined method of fiberglass thermoprotective and structural design, including infrared heating and pre-hardening by accelerated electrons, is developed. For complete completion of the process, the heating time during radiation treatment with accelerated electrons is 1 min, and with the combined method – 16 min. Total heat-termination time for convective heating is 8 hours. The results of experimental studies were used to improve the technological processes of hardening of fiberglass's of thermal and structural design.

Key words: composite materials, fiberglass, intensification of curing process, accelerated electrons, infrared heating, electron source.

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 666.29

Ненароков В. К.¹, канд. техн. наук Грешта В. Л.¹, канд. техн. наук Леховицер З. В.²,
д-р техн. наук Ольшанецкий В. Е.¹

¹ Запорожский национальный технический университет, ² АО «Мотор Сич»; г. Запорожье

ТУГОПЛАВКИЕ ЭМАЛИ ДЛЯ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ (ОБЗОР)

Цель работы. Разработка или усовершенствование эмалевых ресурсных покрытий для жаропрочных сплавов, которые обеспечат надежную защиту от высокотемпературной коррозии деталей газотурбинных двигателей при температурах эксплуатации выше 1000 °С.

Методы исследования. Исследование структуры промежуточных слоев покрытия / металл, диффузных и окислительных процессов.

Полученные результаты. Появление жаропрочных сплавов, предназначенных для эксплуатации при температурах до 1200–1250 °С, требует разработки новых жаростойких эмалевых покрытий. Разработка новых ресурсных покрытий происходит за счет модифицирования серийных тугоплавких эмалевых покрытий.

Научная новизна. Разработка научных принципов легирования тугоплавкими компонентами, эмалевый шликер для улучшения эксплуатационной устойчивости высокотемпературных эмалевых покрытий.

Практическая ценность. Повышение уровня эксплуатационных характеристик жаростойкого покрытия путем оптимизации химического состава и технологии получения покрытия с высокой прочностью сцепления и термо-жаростойкостью.

Ключевые слова: жаростойкость, покрытия, стали, стойкость к коррозии, тугоплавкие эмали, адгезия.

Введение

Прогресс в авиастроении обусловлен свойствами материалов, используемых в конструкции газотурбинных двигателей (ГТД). После того как были разработаны жаропрочные сплавы, предназначенные для эксплуатации при температурах до 1200...1250 °С, развитие современного авиационного материаловедения связано с решением проблем защиты теплонагруженных деталей, применяемых в конструкции двигателя ГТД [1–5].

Применение тугоплавких эмалей обеспечивает возможность существенного повышения надежности, температурных и силовых механических параметров работы, долговечности деталей горячей части газотурбинных двигателей [1–5]. Эмалевое покрытие получило широкое применение в авиастроении – для защиты от высокотемпературной газовой коррозии поверхностных слоев деталей жаростойких и жаропрочных сталей, жаропрочных никелевых сплавов, высокохромистых, титановых и других сложнoleгированных сплавов [6–8].

История тугоплавких эмалей теснейшим образом связана с развитием авиационного двигателестроения. Актуальность работ по тугоплавким эмалям как одно из направлений авиационного материаловедения выявилось еще в 50-е годы. Тогда же тугоплавкие эмали

начали находить применение в качестве защитных покрытий деталей двигателей ГТД. Примером таких покрытий могут быть отечественные тугоплавкие эмали типа ЭВ-300, ЭВ-55, ЭВ-55А, а также разработанные в США и широко применяемые в ряде зарубежных стран керамические покрытия А-417, А-437 и другие [1].

Дальнейшее развитие работ по тугоплавким эмалям определяется повышением уровня рабочих параметров жаропрочных сталей и никелевых сплавов, применявшихся для изготовления деталей газотурбинных двигателей.

И в настоящее время стеклоэмалевые ресурсные покрытия являются перспективными объектами для изучения. Исследования ученых посвящены проблемам увеличения температур эксплуатации покрытий до 1200 °С [9–11].

Однако одновременно с повышением уровня рабочих температур может возникнуть не менее актуальная проблема ресурса газотурбинных двигателей. Эта проблема тесно связана с продолжительностью и возможностью надежной эксплуатации деталей. Одним из основных видов повреждения деталей из жаропрочных сплавов является высокотемпературная газовая коррозия, которая сопровождается процессом образования на поверхности металлов окалина, состоящей из фаз переменного состава, а также рыхлых подокалинных

слоев и зон внутреннего окисления, что вызывает существенное изменение химического состава и снижение прочностных характеристик металла. Потеря прочности происходит под действием как поверхностной, так и межкристаллитной коррозии. Жаропрочные сплавы при высоких температурах имеют тенденцию к активному окислению: так, привес сплавов за 100 ч при температуре 1000 °С составляет 0,19–0,25 г/м², при температуре 1100 °С – 0,8–1,6 г/м². Для повышения сопротивляемости сплавов и сталей высокотемпературной газовой коррозии эффективны защитные эмалевые покрытия на основе стеклофритт, регламентирующие процесс окисления металла при высоких температурах [8–14].

Жаростойкие высокоресурсные эмалевые покрытия

Принципиальные особенности, присущие тугоплавким эмалям.

К числу таких особенностей можно отнести:

1. возможность создания покрытий с заранее заданными физико-химическими, механическими, теплофизическими, оптическими и другими свойствами;
2. возможность направленного изменения и управления важнейшими эксплуатационными характеристиками и свойствами эмалевого покрытия за счет корректировки его состава, структуры. Технологии приготовления, нанесения, обжига;
3. высокая прочность сцепления (адгезия) эмали с металлической подложкой, обусловленная образованием химических связей между покрытием и субстратом в процессе обжига эмали;
4. возможность получения как рентгеноаморфных (стеклообразных), так и кристаллических покрытий, а также покрытий с заданными соотношениями количеств стеклофазы и кристаллической фазы;
5. возможность получения покрытий для работы при температурах от 300 до 1200 °С;
6. наиболее высокая термостойкость и термическая усталость тугоплавких эмалей, обусловленные, прежде всего, прочным сцеплением с подложкой и возможностью точного согласования коэффициентов теплового расширения эмали и защищаемого сплава;
7. сплошность, относительно низкая пористость, высокие сопротивление диффузии компонентов из газовой среды к сплаву, а из сплава в покрытие;
8. возможность защиты широкой номенклатуры конструкционных металлов и сплавов, применяемых в промышленности;
9. безгрунтовое эмалирование, т. е. возможность нанесения тугоплавких эмалей непосредственно на защищаемый сплав без каких-либо грунтовок, протекторов, подслоев и т. п.;
10. ремонтоспособность;
11. возможность неразрушающего контроля качества тугоплавких эмалей в составе изделий, на деталях и эталонных образцах [1–5].

В основном тугоплавкие эмали разделяют на два типа:

1. стеклоэмалевые;
2. стеклокерамические;

Стеклоэмалевые покрытия получают обжигом на металлической подложке покрытия из фритты. Они характеризуются отсутствием либо незначительным содержанием (до 5–10 % по массе) кристаллических фаз. По результатам рентгеноструктурного анализа эти покрытия характеризуются как рентгеноаморфные.

Стеклокерамические эмали кроме тугоплавкой фритты содержат огнеупорные окислы, шпинели и соединения, например окись хрома, окись алюминия, циркон, дисилицид молибдена, диборид титана и т.п. Содержание этих добавок может достигать до 70–80 % (по массе) [1–5].

Жаростойкие стеклоэмалевые покрытия на основе сложных смесей окислов работают в широком интервале температур от 600 до 1200 °С и обладают:

1. высокой жаростойкостью и термостойкостью;
2. термодинамической устойчивостью в различных средах и работоспособностью при высоких температурах;
3. коррозионной стойкостью;
4. прочным сцеплением с металлической подложкой;
5. прочной химической связью;
6. выдерживают действие низких температур и циклических нагрузок;
7. устойчивы к продуктам сгорания топлива [3–14].

Во всех случаях и типах тугоплавкие эмали получают по следующей технологической схеме, которая изображена на рис. 1.

В настоящее время для защиты деталей газотурбинных двигателей (камеры сгорания, форсажные камеры, жаровые трубы, завихрители и др.) из жаропрочных никелевых, высокохромистых сплавов типа ВХ4Л, ЭП-648, ЭИ437 от высокотемпературной газовой коррозии при температурах до 1000 °С серийно применяются стеклоэмалевые покрытия типа ЭВК-103 и ЭВК-103 М на основе тугоплавких стеклофритт, полученные с участием процессов катализированной кристаллизации [15]. Они отличаются прочной ковалентной химической связью, субмикронной кристаллической структурой, газоплотностью, технологичностью вследствие достаточного содержания стеклофазы. Эти факторы обеспечивают высокую устойчивость покрытий в агрессивных высокоскоростных газовых потоках при температурах до 1000 °С длительно. Применение покрытий снижает окисляемость сплавов в 6–8 раз и способствует повышению надежности и ресурса изделий в 1,5–2 раза [15–17].

Свойства серийных стеклоэмалевых покрытий

Основные свойства серийных стеклоэмалевых покрытий показаны в табл. 1.

Эффективность защитного действия покрытий представлена кривыми окисляемости сплавов без покрытия и с покрытием типа ЭВК-103 при различных температурах рис. 2 [2].



Рис. 1. Технологическая схема получения тугоплавкой эмали

Заключение

Проанализировав научную литературу в области создания и исследования стеклоэмалевых покрытий для защиты жаропрочных никелевых сталей при высоких температурах эксплуатации, определен ряд важных параметров, связанных с созданием жаростойких эмалевых покрытий:

- 1) подготовка поверхности изделия перед эмальюванием;
- 2) введение тугоплавких оксидов, оксидов сцепления;
- 3) введение боридов;
- 4) прочное сцепление (адгезия) эмали с материалом;
- 5) обеспечение надежной защиты металла при повышенных температурах;
- 6) модифицирование составов стеклофритт и эмалевых шликеров;
- 7) исследование структуры промежуточных слоев покрытие/металл, диффузионных и окислительных процессов.

Список литературы

1. Солнцев С. С. Защитные технологические покрытия и тугоплавкие эмали / Солнцев С. С. – М. : Машиностроение, 1984. – 255 с.
2. Эмали и керамика / Гращенков Д. В., Солнцев С. С., Исаева Н. В. и др. // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. №5. – С. 35–42.
3. Денисова В. С. Стеклоэмалевые покрытия для защиты коррозионностойких сталей от высокотемпературной газовой коррозии : свойства и области применения / В. С. Денисова, С. Ст. Солнцев, Г. А. Соловьева // Труды ВИАМ. – 2015. – № 5. – 5 с.
4. Солнцев С. С. Высокотемпературные стеклокерамические материалы и покрытия – перспективное направление авиационного материаловедения / Солнцев С. С. // Энциклопедический справочник. – 2009. – №1. – С. 26–37.

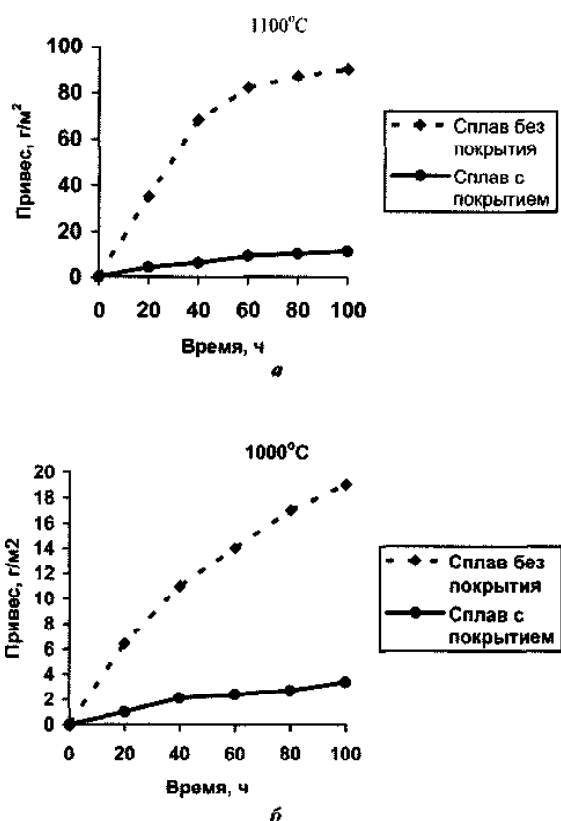


Рис. 2. Кривые окисляемости сплавов без покрытия и с покрытием ЭВК-103 при температурах: а – 1100 °С; б – 1000 °С [2]

Серийные эмалевые покрытия типа ЭВК при температурах выше 1000 °С переходят в вязко-текучее состояние и не могут обеспечивать надежную защиту сплавов в условиях высокотемпературного газового потока [8–14].

5. Солнцев С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве : Справочное пособие / Солнцев С. С. – 2009. – 248 с.
6. Каблов Е. Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Каблов Е. Н. // Авиационные материалы и технологии. – 2015. – №1. – С. 3–33.
7. Современные полифункциональные высокотемпературные покрытия для никелевых сплавов, уплотнительных металлических материалов и бериллиевых сплавов / [Каблов Е. Н., Солнцев С. С., Розененкова В. А., Миронова Н. А.] // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 1. – 5 с.
8. Высокотемпературные конструкционные композиционные материалы на основе стекла и керамики для перспективных изделий авиационной техники / [Каблов Е.Н., Гращенков Д.В, Исаева Н.В. и др.] // Стекло и керамика. – 2012. – №4. – С. 7–11.
9. Солнцев С. С. Жаростойкие эмали для защиты никелевых сплавов и сталей / Солнцев С. С., Денисова В. С., Розененкова В. А. // Энциклопедический справочник. – 2016. – №1. – С. 22–28.
10. Денисова В. С. Стеклоэмалевые покрытия для защиты коррозионностойких сталей от высокотемпературной газовой коррозии свойства и область применения (обзор) / Денисова В. С., Солнцев С. С., Соловьева Г. А. // Труды ВИАМ. 2015. – № 5. – 5 с.
11. Современное состояние исследований в области жаростойких ресурсных покрытий для никелевых и титановых сплавов (обзор) / [Денисова В. С., Солнцев С. С., Соловьева Г. А., Малинина Г. А.] // Труды ВИАМ. – 2015. – № 4. – Ст. 02.
12. Влияние состава шихты из отработанных катализаторов на смачиваемость эмали / Шардаков Н. Т, Кудяков В. Я., Дерябин В. А. // Стекло и керамика, 1996. – № 7. – С. 29–30.
13. Денисова В. С. Жаростойкое стеклокерамическое покрытие для защиты деталей камер сгорания газотурбинных двигателей / Денисова В. С., Соловьева Г. А. // Авиационные материалы и технологии. – 2016. – № 4. – С. 18–22.
14. Высокотемпературное стеклокерамическое покрытие для защиты жаропрочных никелевых сплавов / [Денисова В. С., Солнцев С. С., Соловьева Г. А., Агарков А. Б.] // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2018. – № 1–2. – С. 33–39.
15. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии / [Ломберг Б. С., Овсепян С. В., Бахрадзе М. М., Мазалов И. С.]. – 2012. – № 6. – С. 52–57.
16. Костиков В. И. Сверхвысокотемпературные композиционные материалы / Костиков В. И., Варенков А. Н. – 2003. – 560 с.
17. Петцольд А. Эмаль и эмалирование. Справ. изд. / Петцольд А., Пешманн Г. М. : Металлургия, 1990. – 576 с.

Одержано 28.01.2019

Ненароков В.К., Грешта В.Л., Леховіцер З.В., Ольшанецкий В.Ю. Тугоплавкі емалі для авіаційної техніки (огляд)

Мета роботи. Розробка або удосконалення емалевих ресурсних покриттів для жароміцних сплавів, які забезпечать надійний захист від високотемпературної корозії деталей газотурбінних двигунів при температурах експлуатації вище 1000 °С.

Методи дослідження. Дослідження структури проміжних шарів покриття / метал, дифузійних і окислювальних процесів.

Отримані результати. Поява жароміцних сплавів, призначених для експлуатації при температурах до 1200–1250 °С, потребує розробки нових жаростійких емалевих покриттів. Розробка нових ресурсних покриттів ведеться за рахунок модифікування серійних тугоплавких емалевих покриттів.

Наукова новизна. Розробка наукових принципів легування тугоплавкими компонентами емалевий шлікер для покращення експлуатаційної стійкості високотемпературних емалевих покриттів.

Практична цінність. Підвищення рівня експлуатаційних характеристик жаростійкого покриття шляхом оптимізації хімічного складу і технології отримання покриття з високою міцністю зчеплення та терможаростійкістю.

Ключові слова: жаростійкість, покриття, сталі, стійкість до корозії, тугоплавкі емалі, адгезія.

Nenarokov V., Greshtha V., Lekhovitser Z., Ol'shanetskii V. Flammable enamels for aviation technology (review)

Purpose. Development or improvement of enamel resource coatings for heat-resistant alloys, which will provide reliable protection against high-temperature corrosion of gas-turbine engine parts at operating temperatures above 1000 °C.

Research methods. The study of the structure of intermediate layers of the coating / metal, diffuse and oxidative processes.

Results. The appearance of heat-resistant alloys intended for operation at temperatures up to 1200–1250 °C requires the development of new heat-resistant enamel coatings. The development of new resource coatings occurs due to the modification of serial refractory enamel coatings.

Scientific novelty. The development of scientific principles of alloying with refractory components enamel slip to improve the operational stability of high-temperature enamel coatings.

Practical value. Increasing the level of performance characteristics of a heat-resistant coating by optimizing the chemical composition and technology of producing a coating with high adhesion strength and heat and heat resistance.

Key words: heat resistance, coatings, steels, corrosion resistance, refractory enamels, adhesion.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

UDC 004.932.2:621.746.58:620.183.4

Selivyorstova T. V., candidate of technical science, Mikhalyov A. I., doctor of engineering's sciences, Selivyorstov V. Yu., doctor of engineering's sciences

The National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, Ukraine

REVEALING OF REGULARITY, PROCESSING AND PREDICTION OF SULFIDE INCLUSIONS DISTRIBUTION IN CARBON STEEL THAT IS HARDENED IN A CHILL MOLD

Purpose. To develop a mathematical model that describes the dependence of the size and amount of sulfide inclusions for various zones of the cross-section of a casting on the parameters of the gas-dynamic effect.

Research methods. A computer program, ASIprints, has been developed for processing digital images of sulfur imprints. Digital images of sulfur imprints of 35Л steel casting templates obtained by traditional die-casting technology and under various gas-dynamic modes were processed. A mathematical description of the nature of sulfide inclusions distribution along the casting template as a power function is proposed.

Results. A model of the sulfide inclusions distribution in a cross section of a cylindrical cast of carbon steel with 240 mm diameter, that solidifies in an uncooled chill mold under various gas-dynamic modes, was obtained.

Scientific novelty. Analytical dependences are obtained that allow interpolating parameters values of the power distribution and, thus, make a prediction of the sulfide inclusions distribution in selected areas of the cross section of this cast that solidifies in an uncooled mold under a given gas-dynamic effect mode.

Practical value. The suggested model makes it possible to interpolate the parameters values of a power distribution for predicting sulfide inclusions distribution in a cross section of a given cylindrical cast that solidifies in an uncooled chill mold, for a given mode of gas dynamic effect. The correlation analysis of the probability density function of the power distribution obtained for each of the considered fragments of selected casting section areas showed the statistical homogeneity of the fragments belonging to one zone and the possibility of conducting a quantitative analysis of the digital image of a sulfur imprint.

Key words: carbon steel, sulfide inclusions, gas-dynamic effect, analysis, distribution, ASIprints program, power dependence, forecasting.

1 Problem statement

It is known that the solubility of sulfur in austenite and ferrite at room temperature is very low. Moreover, almost all sulfur in the steels is in the form of sulphides. Characteristics of steel depend not only on the amount of sulphides (sulfur content), but also on their size, shape and distribution. In medium-carbon cast steel with a change in sulfur concentration from 0.02 to 0.06%, the relative narrowing decreases from 53–62 to 20–47 %, and the impact toughness when testing Charpy-type samples changes from 0,8-1,1 to 0,4–0,5 MJ / m² [1]. The increase of sulfur content in cast steel from 0.24 % C, 1,07 % Mn, 1.29 % Si and 0.0048 % P from 0,020 to 0.054 % according to [2, 3] reduces the impact strength more than twice. In steel 30CrNiMoL with an increase in sulfur content from 0,016 to 0.12 %, the amount of sulphides increases, their average size increases as well [1]. With an increase in the

contamination of steel with sulfides, the number of microcracks arising increases, their merging is facilitated due to the decrease in the distance between inclusions. This causes a decrease in the work of crack propagation [1].

2 Review of the literature

The authors [1] established a significant dependence of plasticity and toughness on the type and nature of sulphides distribution. The eutectic sulfides, which are distributed along the boundaries of the dendritic branches, most negatively affect the mechanical characteristics, while sulfide phase of the eutectic has a branched skeleton. The total length of inclusions can vary considerably with the same amount. The most favorable form of sulfide inclusions can be considered is globular: it corresponds to the minimum contamination index and maximum values of steel characteristics [1]. In paper [2], it is noted that, from the

point of view of density and mechanical characteristics, disoriented irregular forms of inclusions formed in steel in the presence of residual aluminum (> 0.020 %) are optimal. The size of inclusions and their distribution are significantly affected by the processes of deoxidation and modification by ferrocerium and other alloys with rare-earth elements. As a result, there is an increase in the mechanical characteristics of steel [1–3]. In addition, one of the effective methods of influencing a solidified melt is pressure, which contributes to the uniform distribution of non-metallic inclusions in the casting. Their number and size in the heat center castings made of carbon steel, for example, when punching and piston pressing are reduced by 3.5 and 1.5 times, respectively, compared to castings obtained by conventional casting methods [4]. The results of studies of the mechanical characteristics of 35L steel castings, obtained by traditional casting technology in chill mold and using gas-dynamic effects, also showed a beneficial effect of pressure on the size and sulfide inclusions distribution [5]. When implementing this technology, it is possible to influence the process of solidification by creating controlled gas pressure in the casting-gas injection system [6, 7]. Therefore, conducting research aimed at determining the patterns of sulfide inclusions distribution, their number and size in cast steel under various gas-dynamic effects, is an important task.

The aim of the paper is to carry out the processing of digital images of sulfuric imprints of 35L steel casting templates, poured into an uncooled chill mold, and based on it to obtain analytical dependencies of the size and number of sulphide inclusions for various casting section areas and gas-dynamic effect parameters.

3 Materials and methods

Casting of 35L steel (GOST 977-88) was carried out in a steel chill mold with an average wall thickness of 100 mm, a working cavity height of 550 mm and an average diameter of 240 mm. The outlet temperature from the furnace was 1640 ± 5 °C. The gas-dynamic effect was carried out with different rates of argon pressure increase in the casting-gas supply device (V_p) system and maximum pressure indicators (P) according to the following modes:

melting N 2 – $V_p = 0.04$ MPa / s, $P = 1$ MPa;

melting N 3 – $V_p = 0.08$ MPa / s, $P = 2$ MPa;

melting N 4 – $V_p = 0.12$ MPa / s, $P = 3$ MPa.

From cylindrical castings with a height of 370 ± 5 mm and a weight of 160 ± 3 kg, obtained from traditional technology (melting N 1) and using gas-dynamic effects

(melting N 2–4), templates for making sulfuric imprints were cut at 180 mm from the bottom end in the form of a disk 30 mm thick [5]. The diameter of the disc is 240 ± 3 mm.

The chemical composition of steel melting NN 1–4 is presented in table 1.

4 Experiments

The analysis of the obtained sulfuric imprints was carried out in accordance with the conditional division of the imprint area into the axial, radial and peripheral zones, based on the results of thermographic studies of solidification process of this casting [8]. The width of the axial zone along the casting radius was 40 mm, of radial zone was 60 mm, and of the peripheral one was 20 mm.

Digital images of sulfuric imprints were processed using the computer program “ASImprints”, intended for the quantitative analysis of images of sulfuric imprints [9]. The specific features of the digital images of sulfuric imprints include: color gradation of the image (shades of gray); irregular shape of areas of low brightness, corresponding to sulfide inclusions; the random nature of appearing of areas with reduced brightness; random size of areas with reduced brightness; unlimited image size [10]. In addition, in the manufacture of sulfuric imprints, often a portion of the resulting image is defective, which requires its exclusion in subsequent quantitative analysis. Therefore, it is necessary to make sure that the distribution of sulfide inclusions is uniform within the selected zones on monochrome digital images, i.e. whether a single fragment cut out of the zone can adequately characterize the quantitative parameters of the entire zone.

5 Results

During the study, 10 fragments of 10 r 10 mm in size were selected from each zone of the sulfuric imprint, and an array of values was obtained for each fragment, containing information on inclusions sizes and their number, we made graphs of the number of inclusions depending on their size. Dependence is a decreasing function that can be approximated by either power or exponential dependence. It was found that the power approximation describes more accurately the distribution of sulfide inclusions for fragments of images of sulfuric imprints of casting templates obtained both by traditional technology (Figure 1) and using gas-dynamic effects (Figure 2).

For each of the considered fragments, the probability density function of the power distribution is obtained.

Table 1 – Chemical composition of steel

| N of melting | Content of chemical elements, mass. % | | | | | |
|--------------|---------------------------------------|------|------|-------|-------|------|
| | C | Mn | Si | P | S | Fe |
| 1 | 0,35 | 0,60 | 0,40 | 0,048 | 0,045 | rest |
| 2 | 0,36 | 0,50 | 0,45 | 0,040 | 0,043 | rest |
| 3 | 0,38 | 0,55 | 0,41 | 0,045 | 0,040 | rest |
| 4 | 0,36 | 0,45 | 0,35 | 0,036 | 0,038 | rest |

$$N(s) = As^\lambda \text{ when } s \geq 0, \quad (1)$$

where A – scale factor inversely proportional to the area of the fragment, λ – power distribution form parameter.

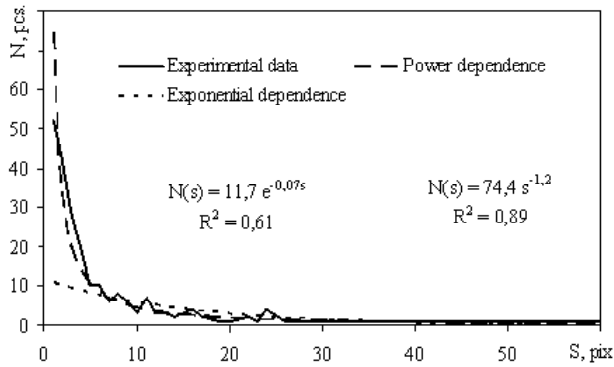


Fig. 1. The distribution of sulfide inclusions in a fragment of the image of a sulfuric imprint of the axial zone of casting template, obtained by the traditional technology

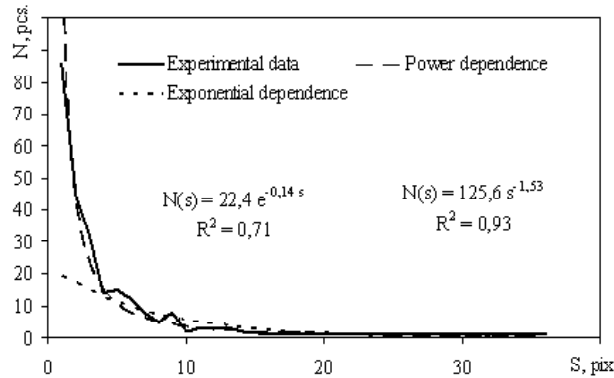


Fig. 2. Distribution of sulphide inclusions in fragment of image of sulfuric imprint of radial zone of casting template obtained using gas-dynamic effect: $V_p = 0,12$ MPa/s, $P = 3$ MPa

For values A and λ the probability density functions of the power distribution were averaged and mean-square error was calculated within the sample of images of each of the zones, characterizing the size of the possible deviation of the average values of the considered parameters from their average value (Table 2).

Table 2 – Mean-square error of power distribution parameters

| Zone | Mean square error, % | |
|------------|----------------------|-----------|
| | A | λ |
| Axial | 12 | 5 |
| Radial | 8 | 7 |
| Peripheral | 6 | 3 |

Mean square error A and λ for the fragments of each of the zones under consideration did not exceed 15 %, which indicates the statistical homogeneity of the fragments belonging to one zone and the possibility of conducting a quantitative analysis of the zone of the digital image of a sulfuric imprint from its fragment. In addition, the conducted correlation analysis between the arrays of the size and number of inclusions corresponding to each of the 10 image fragments and the averaged analytical dependence approximating them (Table 3) confirmed this conclusion.

To obtain analytical dependences of the parameters of gas-dynamic effect, the size and number of sulfide inclusions for different zones of casting section, one fragment was selected from each zone of the image of a sulfuric imprint. The fragment shape for each of the zones is a square with a side no larger than the width of the peripheral (narrowest) zone, which is 20 mm. The selected fragment size is 15×15 mm.

Using the computer program “ASImprints” for digital images of fragments of sulfuric imprints of cast templates obtained under different gas-dynamic modes, arrays of values of inclusions area and the corresponding number of inclusions for each of the selected zones were formed. For each of the data arrays obtained, the parameters of the probability density function of the power distribution were determined, which, as was shown above, fairly accurately describes the dependence of the number of inclusions on their size and, in particular, is confirmed by the corresponding values R^2 (Table 4).

Table 3 – The results of the correlation analysis

| Zone | Correlation coefficient | | | | | | | | | |
|------------|-------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
| Axial | 0,88 | 0,97 | 0,94 | 0,84 | 0,91 | 0,96 | 0,95 | 0,96 | 0,89 | 0,95 |
| Radial | 0,98 | 0,99 | 0,99 | 0,97 | 0,96 | 0,95 | 0,99 | 0,99 | 0,97 | 0,97 |
| Peripheral | 0,97 | 0,98 | 0,97 | 0,93 | 0,97 | 0,97 | 0,97 | 0,99 | 0,99 | 0,98 |

Table 4 – The parameters of the dependence functions of inclusions number and their size (probability density of the power distribution) and the accuracy of the approximation

| N of melting | Casting section zones | | | | | | | | |
|--------------|-----------------------|-----------|-------|--------|-----------|-------|------------|-----------|-------|
| | Axial | | | Radial | | | Peripheral | | |
| | A | λ | R^2 | A | λ | R^2 | A | λ | R^2 |
| 1 | 59,2 | -0,89 | 0,79 | 60,1 | -0,91 | 0,83 | 288,0 | -1,43 | 0,94 |
| 2 | 77,7 | -0,96 | 0,82 | 148,2 | -1,37 | 0,91 | 175,3 | -2,03 | 0,88 |
| 3 | 127,6 | -1,21 | 0,88 | 178,3 | -1,39 | 0,88 | 337,0 | -2,06 | 0,96 |
| 4 | 287,6 | -1,54 | 0,91 | 335,2 | -1,82 | 0,94 | 351,9 | -2,20 | 0,97 |

Fig. 3 and 4 show graphs of the scale factor and the shape parameter of the power distribution as a function of the gas-dynamic effect (first of all, pressure P, MPa), where dependencies resulting from the processing of image fragments correspond to solid lines with markers, and dotted lines show dependencies, approximating their linear function of the form $y(x) = ax + b$:

1 – peripheral $A(P) = 23,58 P + 282,12$
 $R^2 = 0,93,$ (2)

2 – radial $A(P) = 85,54 P + 52,13$
 $R^2 = 0,93,$ (3)

3 – axial zone $A(P) = 73,52 P + 27,73$
 $R^2 = 0,84,$ (4)

1 – peripheral $\lambda(P) = -0,25 P - 1,51$
 $R^2 = 0,93,$ (5)

2 – radial $\lambda(P) = -0,28 P - 0,96$
 $R^2 = 0,91,$ (6)

3 – axial zone $\lambda(P) = -0,22 P - 0,82$
 $R^2 = 0,93.$ (7)

6 Discussion

The obtained analytical dependences (2–7) allow interpolating the values of the parameters of the power distribution and, thus, predict the distribution of sulphide

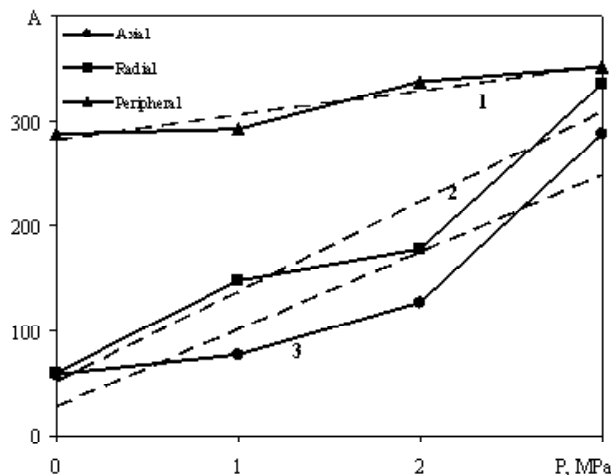


Fig. 3. A graph of scale coefficient dependence of the power distribution on pressure in the implementation of gas-dynamic effects

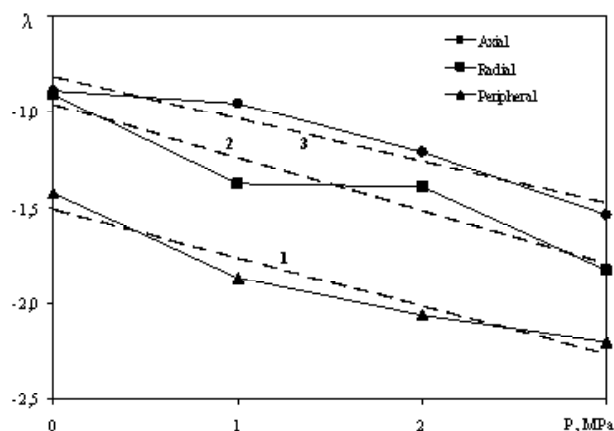


Fig. 4. A graph of shape parameter dependence of the power distribution on pressure during the implementation of gas-dynamic effects

inclusions in selected cross-sectional areas of this cylindrical cast, solidified in an uncooled chill mold, for a given gas-dynamic effect. Table 5 presents the comparative results of the calculation of the specific number of inclusions (K_N , pcs/mm²) in the axial (A), radial (R) and peripheral (P) zones of the image of sulfuric imprints (8).

$$K_N = \frac{N_{IF}}{S_F}, \quad (8)$$

where N_{IF} – the number of inclusions in the fragment, pcs; S_F – fragment area, mm².

Conclusions

The problem of current interest of mathematical model developing that describes the dependence of the size and amount of sulfide inclusions for various cross-sectional zones of carbon steel castings poured in an uncooled chill mold on the parameters of the gas-dynamic effect has been solved.

The scientific novelty of the obtained results lies in the fact that a mathematical description has been obtained for the analytical dependences of the size and number of sulfide inclusions for various casting section areas and parameters of gas-dynamic effect. The model provides information on sulfide inclusions distribution in a cross section of a cylindrical casting poured into a chill mold without conducting full-scale experiments and additional studies of the metal structure.

The practical significance of the obtained results lies in the fact that the developed mathematical model allows us to automate the process of selecting the gas-dynamic effect modes in order to obtain cast products with a given level of properties.

Prospects for further research - to study the possibility of applying mathematical model to assess the quality of cast steel in various casting methods.

Table 5 – Specific number of inclusions, pcs / mm²

| N of melting | Specific number of inclusions, pcs / mm ² | | | | | | | | |
|-----------------|--|------|------|-------------|------|------|--------------|----|----|
| | Experiment | | | Calculation | | | Deviation, % | | |
| | Casting section zones | | | | | | | | |
| | A | R | P | A | R | P | A | R | P |
| 1 | 2,08 | 1,77 | 0,96 | 2,28 | 2,09 | 1,16 | 10 | 18 | 21 |
| 2 | 1,96 | 1,59 | 0,96 | 2,24 | 1,84 | 1,11 | 14 | 16 | 16 |
| 3 | 2,10 | 1,98 | 1,58 | 2,48 | 2,03 | 1,85 | 18 | 3 | 17 |
| 4 | 2,35 | 2,15 | 1,78 | 2,79 | 2,52 | 2,13 | 19 | 17 | 20 |

References

1. Малиночка Я. Н. Сульфиды в сталях и чугунах / Малиночка Я. Н., Ковальчук Г. З. – М. : Металлургия, 1988. – 248 с.
2. Шульте Ю. А. Неметаллические включения в электростали / Шульте Ю. А. – М. : Металлургия, 1964. – 207 с.
3. Лунев В. В. Сера и фосфор в сталях / Лунев В. В., Аверин В. В. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.
4. Штамповка жидкого металла (Литье с кристаллизацией под давлением) / А. И. Батышев, Е. М. Базилевский, В. И. Бобров и др. ; под ред. А. И. Батышева. – М. : Машиностроение, 1979. – 45 с.
5. Селіворстов В. Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі / Селіворстов В. Ю. // Теорія і практика металургії. – 2007. – № 4. – 5. – С. 22–25.
6. Декларацийний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Спосіб отримання виливків / Селіворстов В. Ю., Хричиков В. С., Доценко Ю. В. № 28858 ; заявл. 03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
7. Декларацийний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 Пристрій для отримання виливків/ Селіворстов В. Ю., Хричиков В. С., Доценко Ю. В. № 28859 ; заявл. 03.08.2007 ; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21.
8. Селіворстов В. Ю. Експериментальне термографічне дослідження затвердження отливки из стали 35Л в кокиле / Селіворстов В. Ю., Хричиков В. Е., Доценко Ю. В. // Теорія і практика металургії. – 2006. – № 6. – С. 29–32.
9. Комп'ютерна програма «ASImprints – Аналіз сірчанних відбитків» Селіворстов В. Ю., Михайловська Т. В. // Свідцтво на твір № 37478 від 23.05.2009 р.
10. Логунова О. С. Алгоритмы и программное обеспечение распознавания низкоконтрастных изображений при оценке качества стали / Логунова О. С., Макарычев П. П. // Программные продукты и системы. – № 3. – 2008. – С. 79–81.

Одержано 02.12.2018

Селівьорстова Т.В., Михальов О.І., Селівьорстов В.Ю. Виявлення закономірностей, обробка та прогнозування розподілів сульфідних включень у вуглецевої сталі, що твердіє в кокілі

Мета роботи. Обробка серії цифрових зображень сірчаних відбитків темплетів виливків зі сталі 35Л, що заливаються в неохолоджуваній кокілі, отримання на її основі аналітичних залежностей розмірів і кількості сульфідних включень для різних зон перетину виливка і параметрів газодинамічного впливу.

Методи дослідження. Розроблено комп'ютерну програму «ASImprints», яка призначена для обробки цифрових зображень сірчаних відбитків. Проведено обробку цифрових зображень сірчаних відбитків темплетів виливків зі сталі 35Л, отриманих за традиційною технологією лиття в кокілі, і при різних режимах газодинамічного впливу. Запропоновано математичний опис характеру розподілу сульфідних включень уздовж темплету виливку у вигляді ступеневої функції.

Отримані результати. Модель розподілу сульфідних включень в поперечному перерізі циліндричної виливки діаметром 240 мм, що твердіє в неохолоджуваному кокілі при різних режимах газодинамічного впливу.

Наукова новизна. Отримано аналітичні залежності, що дозволяють інтерполювати значення параметрів ступеневого розподілу і тим самим скласти прогноз розподілу сульфідних включень в обраних зонах поперечного перерізу цієї циліндричної виливки, що твердіє в неохолоджуваному кокілі, при заданому режимі газодинамічного впливу.

Практична цінність. Запропонована модель дає змогу інтерполювати значення параметрів ступеневого розподілу для складання прогнозу розподілу сульфідних включень в поперечному перерізі даної циліндричної виливки, що твердіє в неохолоджуваному кокілі, при заданому режимі газодинамічного впливу. Проведений кореляційний аналіз функції щільності ймовірності ступеневого розподілу, отриманої для кожного з розглянутих фрагментів вибраних зон перетину виливка, показав статистичну однорідність фрагментів, що належать одній зоні, і можливість проведення кількісного аналізу зони цифрового зображення сірчаного відбитка по його фрагменту.

Ключові слова: вуглецева сталь, сульфідні включення, газодинамічний вплив, аналіз, розподіл, програма ASImprint, ступенева залежність, прогнозування.

Селиверстова Т.В., Михалев А.И., Селиверстов В.Ю. Выявление закономерностей, обработка и прогнозирование распределений сульфидных включений в углеродистой стали, затвердевающей в кокиле

Цель работы. Обработка серии цифровых изображений серных отпечатков темплетов отливок из стали 35Л, заливаемых в неохлаждаемый кокиль, получение на ее основе аналитических зависимостей размеров и количества сульфидных включений для различных зон сечения отливки и параметров газодинамического воздействия.

Методы исследования. Разработана компьютерная программа «ASImprints», предназначенная для обработки цифровых изображений серных отпечатков. Проведена обработка цифровых изображений серных отпечатков темплетов отливок из стали 35Л, полученных по традиционной технологии литья в кокиль и при различных режимах газодинамического воздействия. Предложено математическое описание характера распределения сульфидных включений вдоль темплета отливки в виде степенной функции.

Полученные результаты. Модель распределения сульфидных включений в поперечном сечении цилиндрической отливки диаметром 240 мм, затвердевающей в нехлаждаемом кокиле, при различных режимах газодинамического воздействия.

Научная новизна. Получены аналитические зависимости, позволяющие интерполировать значения параметров степенного распределения и, тем самым, составить прогноз распределения сульфидных включений в выбранных зонах поперечного сечения данной цилиндрической отливки, затвердевающей в нехлаждаемом кокиле, при заданном режиме газодинамического воздействия.

Практическая ценность. Предложенная модель позволяет интерполировать значения параметров степенного распределения для составления прогноза распределения сульфидных включений в поперечном сечении данной цилиндрической отливки, затвердевающей в нехлаждаемом кокиле, при заданном режиме газодинамического воздействия. Проведенный корреляционный анализ функции плотности вероятности степенного распределения, полученной для каждого из рассматриваемых фрагментов выбранных зон сечения отливки, показал статистическую однородность фрагментов, принадлежащих одной зоне и возможность проведения количественного анализа зоны цифрового изображения серного отпечатка по ее фрагменту.

Ключевые слова: углеродистая сталь, сульфидные включения, газодинамическое воздействие, анализ, распределение, программа ASImprints, степенная зависимость, прогнозирование.

ОЦЕНКА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЯХ

Цель работы состоит в повышении работоспособности плазменных покрытий путем поиска условий снижения остаточных напряжений. Для достижения цели выполнена разработка метода определения остаточных напряжений в зависимости от характеристик прочности и толщины покрытия.

Методы исследования. Измерения механических свойств покрытий при испытании на изгиб. Анализ результатов измерений прочности покрытий.

Полученные результаты. Предложен метод определения остаточных напряжений путем использования результатов измерений механических характеристик плазменного покрытия. Исследованы механические характеристики порошкового хромоникелевого покрытия при испытании на изгиб. Обнаружено отличие когезионной прочности внешних и внутренних слоев покрытия. Для расчета остаточных напряжений использовались полученные значения когезионной прочности отслоенного покрытия и несущей способности покрытия сцепленного с подложкой. Показано, что для покрытия сцепленного с подложкой, несущая способность меньше когезионной прочности. Обосновано предположение о том, что остаточное напряжение определяется разностью между когезионной прочностью и несущей способностью покрытия. Найдено распределение остаточных напряжений по толщине плазменного покрытия и величину остаточного напряжения в зоне контакта с подложкой.

Научна новизна. Показано, что когезионная прочность превосходит прочность покрытия сцепленного с подложкой на величину остаточного напряжения. Найдена зависимость остаточного напряжения и несущей способности от толщины покрытия.

Практическая ценность. Полученные результаты измерений когезионной прочности и остаточного напряжения позволяют обосновать надежность применения плазменных покрытий и анализировать данные 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

Использование плазменных покрытий для восстановления и упрочнения деталей машин ограничивается недостаточной прочностью и возможностью растрескивания покрытий под действием остаточных термических напряжений. Работоспособность покрытия определяется не только прочностью сцепления, но и, в значительной мере, его когезионной прочностью. Наиболее опасными являются растягивающие напряжения, для которых прочность покрытий в несколько раз ниже, чем при сжатии. Растягивающие остаточные напряжения направлены вдоль поверхности подложки и возникают вследствие отличия температуры осаждения покрытия от температуры подложки. Поэтому вопросы повышения прочности плазменных покрытий, разработка методик измерения механических характеристик и остаточных напряжений в зависимости от толщины покрытия и технологических режимов напыления являются актуальными для расширения номенклатуры деталей, подлежащих плазменной обработке.

Анализ исследований и публикаций

В процессе плазменного напыления частицы порошка разогреваются в плазменной струе до температур, существенно превышающих температуру плавления, и прилипают к шероховатой поверхности детали, образуя слой плазменного покрытия. Нанесение порошкового покрытия выполнялось на установке Метко 9МВМ при токе плазмотрона 450 А, напряжении на дуге 50 В, дистанции напыления 100 мм, расходе аргона 42 л / мин. Микрошлиф покрытия, изображенный на рис. 1, показывает наличие внутренних дефектов, таких как пористость и существование оксидных слоев, как на границе с подложкой, так и между слоями покрытия. Наличие указанных дефектов приводит к снижению когезионной прочности покрытия в несколько раз по сравнению с прочностью компактного материала. Установлено, что прочность плазменных покрытий в несколько раз ниже прочности компактного материала подложки [1–3].

Кроме того, действие растягивающих остаточных термических напряжений приводит к снижению прочности покрытия, сцепленного с подложкой. При возрастании толщины покрытий остаточные напряжения увеличиваются, что может привести к растрескиванию покрытий [4–5].



Рис. 1. Микршлиф покрытия PRHX15CP2

Для определения остаточных напряжений в плазменных покрытиях используется метод измерения изгибной температурной деформации подложки [4–6], метод удаления верхних слоев покрытия путем стравливания [7] и рентгеновский дифракционный метод [8]. Однако эти методы не дают связи между величиной остаточных напряжений и характеристиками прочности покрытия. Для определения остаточного напряжения в работе рассмотрена зависимость между когезионной прочностью покрытия и его несущей способностью в состоянии, сцепленном с подложкой. В случае, когда остаточное напряжение достигают величины когезионной прочности, происходит разрушение и отслоение покрытия. Поэтому остаточное термическое напряжение является важной характеристикой работоспособности покрытия.

Цель работы

Цель работы состоит в повышении работоспособности плазменных покрытий путем снижения остаточных напряжений. Для достижения цели выполнена разработка метода определения остаточных напряжений в зависимости от характеристик прочности и толщины покрытия.

Характеристики прочности покрытия и их измерение, анализ полученных результатов

Причиной возникновения остаточных напряжений является неравномерность температуры покрытия относительно температуры массивной подложки. Существует два вида неравномерности, отличающиеся по времени релаксации температуры. Первый вид неравномерности связан с нагревом покрытия в течение всего процесса плазменной обработки. Второй вид неравномерности связан с нестационарным температурным полем в зоне контакта отдельной частицы. Поэтому в покрытии можно выделить остаточные напряжения первого рода и контактные остаточные напряжения,

которые отличаются размерами зон воздействия. Остаточные напряжения первого рода существуют в объеме всего покрытия, а контактные остаточные напряжения уравниваются в окрестности одной частицы.

Когезионная прочность σ_k зависит как от прочности частиц, образующих покрытие, так и от прочности связи между частицами. Обычно прочности связи между частицами намного меньше прочности отдельных частиц, поэтому прочность покрытия, или когезионная прочность, значительно меньше прочности компактного материала. Для измерения когезионной прочности используется отслоенное покрытие, которое свободно от внутренних напряжений, возникающих при сцеплении с подложкой. Наиболее простым и достоверным измерением механических свойств покрытий являются испытания на изгиб. Рассмотрено изменение предела прочности, относительной деформации и модуля упругости при консольном изгибе образца отслоенного плазменного покрытия. Выполнены измерения перемещения свободного конца стержня в зависимости от приложенной поперечной силы. Схема приложения силы при испытании покрытия показана на рис. 2.

Зависимость перемещения от действующей поперечной силы определяется формулой Максвелла

$$y = \frac{Pl^3}{3EI}, \quad (1)$$

где P – поперечная сила, приложенная на конце стержня длиной l , E – модуль упругости, I – момент инерции поперечного сечения образца.

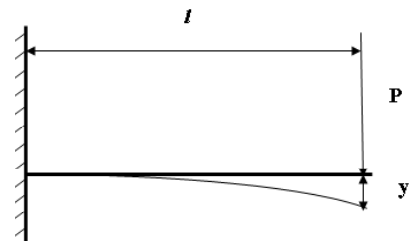


Рис. 2. Схема нагружения покрытия при изгибе

Использование формулы (1) позволяет определить величину модуля упругости образца в зависимости от перемещения свободного конца

$$y = \frac{Pl^3}{3EI}, \quad (2)$$

Для определения максимальных нормальных напряжений на поверхности образца при консольном изгибе использовалась формула:

$$\sigma = \frac{Pl}{W}, \quad (3)$$

где $W = bh^2/6$ – момент сопротивления квадратного сечения образца, b и h – ширина и толщина сечения.

С учетом предыдущих формул (1)–(3), величина максимальной относительной деформации определяется в зависимости от перемещения свободного конца стержня:

$$\varepsilon = \frac{3hy}{2l^2}, \quad (4)$$

Известно, что для хрупких материалов прочность на сжатие в несколько раз превышает прочность на растяжение. К таким материалам относятся и плазменные покрытия. Поэтому разрушение покрытия определялось прочностью растянутых, а не сжатых слоев. Влияние неоднородности механических свойств по толщине покрытия оценивалось при сравнении результатов испытаний при растяжении внутренней и внешней поверхности. Разрушающее напряжение определялось по параметрам излома образца.

Испытания отслоенного самофлюсующегося покрытия ПРНХ15СР2 выполняли путем измерения перемещения свободного конца образца под действием приложенной поперечной силы.

Максимальная величина перемещения при разломе образца составила 19,5 мм. Параметры образца: ширина образца $13,2 \cdot 10^{-3}$ м; толщина образца $1,46 \cdot 10^{-3}$ м; длина 0,1 м. Материал покрытия ПРНХ15СР2 состоит в основном из 82 % никеля, 15 % хрома, 1 % кремния и 2 % бора. Размеры фракций порошка 40–100 мкм. Величина модуля упругости определялась по формуле (2). Для оценки наибольшего растягивающего напряжения в критическом сечении в точке закрепления образца использовалась формула (3), а величина относитель-

го удлинения поверхностного слоя в этом сечении находилась по формуле (4). Результаты измерений при растяжении внутренней поверхности покрытия приведены в табл. 1. Исходя из полученных результатов, при растяжении внутренней части покрытия, в основном, выполняется закон Гука, который заключается в пропорциональности между напряжением и относительной деформацией, вплоть до момента разрушения. Величина модуля упругости покрытия в среднем составляет $5,6 \cdot 10^{10}$ Па, что примерно в 4 раза меньше модуля упругости сплошного материала и согласуется с измерениями других авторов [2].

Для оценки отличия свойств по высоте покрытия выполнены аналогичные измерения при растяжении также и на внешней его поверхности.

Результаты измерений характеристик материала на растяжение приведены в таблице 2.

Сравнивая характеристики таблиц 1 и 2, следует отметить, что предел прочности на растяжение и модуль упругости внешней части покрытия примерно на 20 % ниже, чем для внутренней, прилегающей к подложке части покрытия. Указанное отличие объясняется, по-видимому, отличием температурных условий формирования покрытия и возникновением остаточных термических напряжений в нем [6–10]. Нагретые до более высокой температуры внешние слои покрытия при остывании растягиваются сильнее, чем внутренние слои покрытия, что является причиной зарождения микротрещин и снижения механических свойств, таких как предел прочности на растяжение и модуль упругости.

Таблица 1 – Характеристики деформации изгиба при растяжении внутренней поверхности покрытия

| № | P, Н | M, Н·м | y, 10^{-3} , м | σ , МПа | E, 10^4 , МПа | ε , 10^{-3} |
|----|------|--------|------------------|----------------|-----------------|---------------------------|
| 1 | 1 | 0,1 | 2,0 | 21,3 | 4,88 | 0,44 |
| 2 | 2 | 0,2 | 3,8 | 42,6 | 5,13 | 0,91 |
| 3 | 3 | 0,3 | 5,5 | 63,9 | 5,32 | 1,20 |
| 4 | 4 | 0,4 | 7,3 | 85,3 | 5,34 | 1,59 |
| 5 | 5 | 0,5 | 9,0 | 106,6 | 5,42 | 1,97 |
| 6 | 6 | 0,6 | 10,6 | 127,9 | 5,52 | 2,32 |
| 7 | 7 | 0,7 | 12,0 | 149,3 | 5,69 | 2,63 |
| 8 | 8 | 0,8 | 13,2 | 170,6 | 5,90 | 2,89 |
| 9 | 9 | 0,9 | 15,5 | 191,9 | 5,66 | 3,39 |
| 10 | 10 | 1,0 | 17,0 | 213,2 | 5,73 | 3,72 |
| 11 | 11 | 1,1 | 19,5 | 234,5 | 5,49 | 4,27 |

Таблица 2 – Характеристики деформации изгиба при растяжении внешней поверхности покрытия

| № | P, Н | M, Нм | y, 10^{-3} , м | σ , МПа | E, 10^4 , МПа | ε , 10^{-3} |
|----|------|-------|------------------|----------------|-----------------|---------------------------|
| 1 | 1 | 0,09 | 2,0 | 19,2 | 3,55 | 0,54 |
| 2 | 2 | 0,18 | 3,5 | 38,4 | 4,06 | 0,95 |
| 3 | 3 | 0,27 | 5,0 | 57,5 | 4,26 | 1,35 |
| 4 | 4 | 0,36 | 6,0 | 76,8 | 4,73 | 1,62 |
| 5 | 5 | 0,45 | 7,5 | 95,9 | 4,73 | 2,03 |
| 6 | 6 | 0,54 | 9,0 | 115,1 | 4,73 | 2,43 |
| 7 | 7 | 0,63 | 10,8 | 134,3 | 4,60 | 2,91 |
| 8 | 8 | 0,72 | 12,5 | 153,5 | 4,54 | 3,38 |
| 9 | 9 | 0,81 | 14,0 | 172,7 | 4,56 | 3,88 |
| 10 | 10 | 0,9 | 15,5 | 191,9 | 4,58 | 4,19 |

Несущая способность покрытия σ_n определяет возможность сохранения целостности покрытия под действием внешней нагрузки. Она меньше когезионной прочности σ_k на величину остаточного напряжения

$$\sigma_n = \sigma_k - \sigma_o, \quad (5)$$

где σ_o – величина остаточного напряжения, возникающая при отклинии температуры покрытия от температуры подложки в момент осаждения покрытия.

Для определения несущей способности покрытия проводились испытания на изгиб с получением диаграммы растяжения покрытия. Пример расчета такой диаграммы приведен в [5], рис. 3.

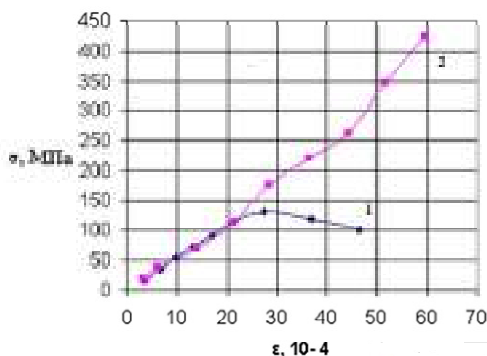


Рис. 3. Зависимость напряжений растяжения и сжатия от относительной деформации на поверхности покрытия: 1 – растяжение; 2 – сжатие

Особенностью диаграммы растяжения является наличие максимума напряжения со значением σ_n , которое соответствует появлению микротрещины и началу разрушения покрытия. Измеренные значения когезионной прочности и несущей способности покрытия были использованы для оценки распределения остаточных напряжений по толщине покрытия.

Распределение остаточных напряжений. Величина несущей способности снижается при возрастании толщины покрытия. При максимальной толщине покрытия $h_{max} = 1,46$ мм в рассматриваемых условиях происходил разрыв, что соответствовало нулевому значению несущей способности. Причиной снижения несущей способности при возрастании толщины покрытия является линейное возрастание остаточных напряжений по толщине покрытия [11]. Из уравнения баланса напряжений в виде (5) определялось распределение остаточного напряжения и несущей способности материала для разной толщины покрытия, приведенные на рис. 4.

График на рис. 4. построен по измеренным значениям когезионной прочности отслоенного покрытия и несущей способности покрытия толщиной 0,6 и 0,8 мм, сцепленного с подложкой. Численные значения указанных величин показаны в табл. 3.

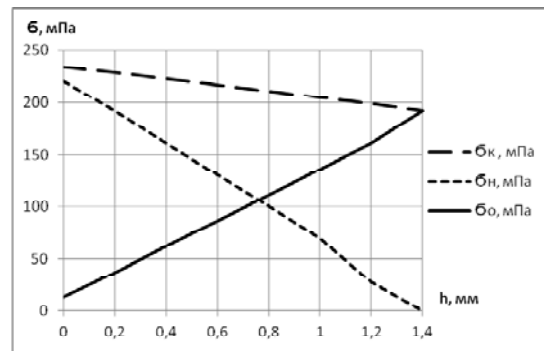


Рис. 4. Распределение когезионной прочности σ_k , несущей способности σ_n и остаточного напряжения σ_o в слое покрытия

Таблица 3 – Изменение когезионной прочности, несущей способности и остаточного напряжения и в зависимости от толщины покрытия

| h , мм | σ_k , МПа | σ_n , МПа | σ_o , МПа |
|----------|------------------|------------------|------------------|
| 0 | 234,5 | 221 | 13,5 |
| 0,2 | 229 | 192 | 37 |
| 0,4 | 223 | 161 | 62 |
| 0,6 | 217 | 131 | 86 |
| 0,8 | 211 | 100 | 111 |
| 1,0 | 205 | 69 | 136 |
| 1,2 | 199 | 28 | 161 |
| 1,46 | 191,9 | 0 | 191,9 |

При уменьшении толщины покрытия происходит возрастание несущей способности, которое удается аппроксимировать линейной зависимостью типа

$$\sigma_n = \sigma_{n0} \left(1 - \frac{h}{h_{max}} \right), \quad (6)$$

Величина несущей способности первого слоя покрытия σ_{n0} находится путем аппроксимации по формуле $\sigma_{n0} = -h \cdot d\sigma_n/dh$ по результатам измерений прочности покрытия на подложке. Поскольку согласно [6] при толщине покрытия $h = 0,6$ мм несущая способность $\sigma_n = 131$ МПа, а при $h = 1,46$ мм она равна нулю $\sigma_n = 0$, то градиент несущей способности определится $d/dh \approx -152$ МПа/мм. При этом несущая способность первого слоя покрытия составит $\approx 1,46 \cdot 152 \approx 221$ МПа.

Когезионная прочность по результатам испытаний отслоенного покрытия согласно табл. 1 и 2 определится при $h_{max} = 1,46$ мм

$$\sigma_k = \sigma_{k0} \left(1 - 0,182 \frac{h}{h_{max}} \right), \quad (7)$$

где $\sigma_{k0} = 234,5$ МПа – когезионная прочность на поверхности внутренней стороны покрытия, табл. 1.

Величина остаточных напряжений согласно (5)–(7) определится:

$$\sigma_0 = \sigma_k - \sigma_n = 13,5 + 188,4 \frac{h}{h_{\max}}. \quad (8)$$

Согласно (8), остаточное напряжение возрастает при увеличении толщины покрытия. Минимальное остаточное напряжение, равное разности когезионной прочности и несущей способности при $h = 0$, составит $\sigma_{0\min} = \sigma_{k0} - \sigma_{n0} = 13,5$ МПа. Причиной возникновения остаточного напряжения в первом слое является нагрев подложки струей плазмы и потоком осаждающихся частиц. Максимальное остаточное напряжение равно когезионной прочности при максимальной толщине покрытия и составляет, согласно табл. 2, $\sigma_{0\max} = 191,9$ МПа. Возрастание остаточных напряжений при увеличении толщины покрытия связано с нагревом покрытия при осаждении частиц на его поверхность. В зоне контакта покрытия с подложкой разность температур и остаточные термические напряжения будут меньше за счет охлаждающего влияния подложки.

Выводы

1. В результате испытаний на изгиб отслоенного от подложки покрытия ПРНХ15СР2 получены значения модуля упругости и когезионной прочности напыленного материала при растяжении как с внешней, так и с внутренней, прилегающей к подложке стороны. Обнаружено, что предел прочности и модуль упругости на внутренней поверхности покрытия превышает на 18 % соответствующее значение на внешней поверхности покрытия.

2. Показано, что несущая способность покрытия, сцепленного с подложкой, меньше когезионной прочности на величину остаточного термического напряжения. Получено распределение остаточного напряжения по толщине покрытия и остаточное напряжение в первом слое. Неравномерность распределения остаточного напряжения по толщине связана с возрастанием температуры подложки при осаждении покрытия.

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 полочки / Е. А. Зеленина, С. В. Лоскутов, А. В. Ершов, С. Н. Машок // 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. Студент, В. М. Довгунук и др. // Автомат. сварка. – 2006. – № 10. – С. 15–19.
7. Дерябкина Е. С. Влияние щеточной обработки на уровень остаточных напряжений в газопламенных покрытиях / Е. С. Дерябкина // 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.

Одержано 23.01.2019

Ершов А. В., Лоскутов С. В., Зеленина О. А. Оцінка розподілу залишкових механічних напруг у плазмових покриттях

Мета роботи. Підвищення працездатності плазмових покриттів шляхом пошуку умов зниження залишкових напружень. Для досягнення мети виконано розроблено метод визначення залишкових напружень залежно від характеристик міцності і товщини покриття.

Методи дослідження. Вимірювання механічних властивостей покриттів при випробуванні на вигин. Аналіз результатів вимірювань міцності покриттів.

Отримані результати. Запропоновано метод визначення залишкових напружень шляхом використання результатів вимірювань механічних характеристик плазмового покриття. Досліджено механічні характеристики порошкового хромонікелевого покриття при випробуванні на вигин. Виявлено відмінність когезійної міцності зовнішніх і внутрішніх шарів покриття. Для розрахунку залишкових напружень використовувалися отримані значення когезійної міцності відшарованого покриття і несучої здатності покриття зчепленого з підкладкою. Показано, що для покриття зчепленого з підкладкою, несуча здатність

мени за когезійну міцність. Обґрунтовано припущення про те, що залишкове напруження визначається різницею між когезійною міцністю і несучою здатністю покриття. Знайдено розподіл залишкових напружень по товщині плазмового покриття і величину залишкового напруження в зоні контакту з підкладкою.

Наукова новизна. Показано, що когезійна міцність перевищує міцність покриття, зчепленого з підкладкою, на величину залишкового напруження. Знайдено розподіл залишкового напруження та несучої здатності від зміни товщини покриття.

Практична цінність. Отримані результати вимірювань когезійної міцності і залишкового напруження дозволяють обґрунтувати надійність застосування плазмових покриттів і аналізувати дані вимірювань міцності з метою визначення працездатності деталей.

Ключові слова: плазмове покриття, механічне напруження, когезійна міцність, остаточне напруження, градієнт, відносна деформація, модуль пружності, несуча здатність.

Yershov A., Loskutov S., Zelenina E. Assessment of the distribution of residual mechanical stresses in plasma coatings

Purpose. To improve the performance of plasma coatings by searching for conditions for reducing the residual stresses. To achieve the goal, a method has been developed for determining residual stresses depending on the strength characteristics and the coating thickness.

Research methods. Measurements of the mechanical properties of coatings during bending testing. Analysis of the measurement results of coatings strength.

Results. A method is proposed for determining residual stresses by using the results of measurements of the mechanical characteristics of a plasma coating. The mechanical characteristics of the chromium-nickel powder coating during bending tests are investigated. A difference in the cohesive strength of the outer and inner layers of the coating was found. To calculate the residual stresses, we used the obtained values of the cohesive strength of the peeled coating and the bearing capacity of the coating adhered to the substrate. It is shown that for coating adhered to the substrate, the bearing capacity is less than the cohesive strength. The assumption that the residual stresses is determined by the difference between the cohesive strength and the bearing capacity of the coating is substantiated. The distribution of residual stresses across the plasma coating thickness and the residual stresses in the zone of contact with the substrate are found.

Scientific novelty. It is shown that the cohesive strength exceeds the strength of the coating adhered to the substrate by the amount of residual stress. The distribution of residual stress and bearing capacity from changing coating thickness is found.

Practical value. The results of measurements of cohesive strength and residual voltage make it possible to justify the reliability of the use of plasma coatings and analyze the data of strength measurements in order to determine the performance of parts.

Key words: plasma coating, mechanical stress, cohesive strength, residual stress, gradient, relative deformation, elastic modulus, load bearing capacity.

АНАЛІЗ ХАРАКТЕРУ ЗНОШУВАННЯ І ВИЗНАЧЕННЯ ОСНОВНИХ КРИТЕРІЇВ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ СКРЕБКІВ БЕТОНОЗМІШУВАЧІВ

Мета роботи. Дослідити механізм руйнування поверхні робочих скребків бетонозмішувачів, виявити критерії для оцінки їх стану і запропонувати найбільш доцільний спосіб підвищення їх працездатності.

Методи дослідження. Багатокритеріальний підхід [4], який, крім властивостей матеріалу деталі, що зношується, містить аналіз зовнішнього абразивного середовища, експлуатаційних і економічних параметрів зношування.

Отримані результати. Зношування скребків проходить в абразивній масі, найбільше зношування спричиняють частинки піску, гравію та граніту. Встановлено характер впливу властивостей щебеню на зносостійкість робочих органів бетонозмішувача. Фактор опору K (кПа) не є постійною величиною впродовж експлуатації. Необхідно враховувати залежності коефіцієнту опору від швидкості обертання ротору та від водо-цементного фактору при натурних іспитах і порівнянні зносостійкості випробуваних матеріалів в різних сумішах і робочих режимах.

Наукова новизна. Враховуючи склад бетонної суміші, геометричні характеристики її складових, кут атаки і відношення H_a/H_m , необхідно відзначити переважне пряме руйнування мікрорізнанням внаслідок багатоциклового полідеформаційного зношування.

Практичне значення. На виробництві, враховуючи подальше відновлення, необхідно слідкувати за лінійним зносом. Розміщення робочих органів бетонозмішувачів під кутом до потоку абразивної маси, дає змогу використати ефект тінювих зон для збільшення строку служби.

Ключові слова: абразивні зерна, зношування, скребки, механізм, критерії, геометричні розміри, зносостійкість, наплавлення.

Вступ

В будівельній галузі для приготування бетону використовують циклічні бетонозмішувачі примушувальної дії, які забезпечують високу якість і швидкість приготування суміші [1, 2]. Працездатність робочих органів змішувачів характеризується зазором між ними і футеровкою (технічно встановлений зазор 2–4 мм), ефективною робочою поверхнею і кутом між скребком і радіус-вектором змішувача.

До складу бетонної суміші входить багато абразивних часток з високими фізико-механічними властивостями [3], тому при їх замішуванні робочі органи зношуються, що призводить до зменшення їх конструктивно і технологічно необхідних розмірів. Для ефективної роботи ці розміри мають знаходитись в певних допусках, вихід за межі яких збільшує час приготування суміші, зменшує якість бетону через незмішані залишки на стінках чаші. Все це затримує технологічний цикл в будівництві, збільшує кількість ремонтних періодів, сприяючи додатковим грошовим витратам і збільшенню собівартості виробництва. Тому необхідно дослідити механізм руйнування поверхні робочих органів (скребків), виявити критерії для оцінки їх стану і запропонувати найбільш доцільний спосіб їх зміцнення.

Дослідження механізму зношування

Скребки бетонозмішувачів СБ-138Б, СБ-146А (рис. 1) в ході планетарного руху навколо футерованої чаші зношуються об напівзакріпленій абразив в головних, робочих, площинах, матеріал скребків – сталь 50Л ГОСТ 977-88 має твердість 42–58 HRC.

В бетонозмішувачах встановлюється переважно два скребка – один біля внутрішньої стінки футерованої чаші, інший біля зовнішньої. Зовнішній скребок зно-

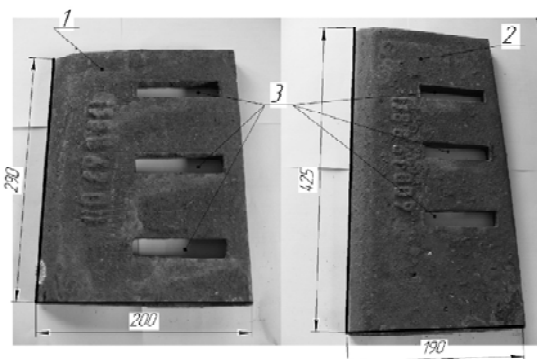


Рис. 1. Фотографії скребків бетонозмішувача СБ-138Б з зазначенням габаритних розмірів: 1 – роторний скребок; 2 – зовнішній скребок; 3 – місця для болтового кріплення з рамою

шується інтенсивніше тому, що знаходиться на більшій відстані від центру обертання і проходить більший шлях у суміші бетону.

Для аналізу впливу параметрів зношування на зносостійкість деталей ефективним є багатокритеріальний підхід [4], який, крім властивостей матеріалу деталі, що зношується, містить аналіз зовнішнього абразивного середовища, експлуатаційних і економічних параметрів

зношування. Економічні параметри будуть розглянуті при визначенні оптимальних строків ремонтного періоду бетонозмішувачів для відновлення скребків.

Зношування скребків проходить в абразивній масі, за дослідженнями [5] це специфічний вид зношування, при якому абразивні часточки мають відносно значну долю в масі сипкої або пластичної суміші. Абразивним середовищем є суміш піску, щебеню, води і цементу в

Таблиця 1 – Склад і властивості абразивних матеріалів бетонної суміші

| Матеріал | Мікротвердість H_{50} , ГПа | Границя міцності при стисканні, ГПа | Склад компонентів | | |
|--------------------------------------|-------------------------------|-------------------------------------|---|---|--|
| | | | Польовий шпат | Слюда | Залізомагнезійні силікати |
| 1. Граніт сірого кольору | 13,9 | 10–30 | Ca[Al ₂ Si ₂ O ₈] темно-сірий | | Ca(Mg,Fe,Al)[(SiAl) ₂ O ₆] темно-зелений |
| 2. Граніт червоно-бурого кольору | 14,45 | 10–30 | K[AlSi ₃ O ₈] рожево-червоний | K(MgFe ₃)[Si ₃ AlO ₁₀][OH,Fe] ₂ чорна | |
| 3. Граніт рожевого кольору | 15,9 | 10–30 | Na[AlSi ₃ O ₈] білий | KAl ₂ [AlSi ₃ O ₁₀][OH] ₂ прозора | Ca ₂ Na(Mg,Fe) ₄ (Al,Fe)[(SiAl) ₄ OH] ₂ [OH] ₂ чорний |
| 4. Граніт з прошарком окислів заліза | 16,8 | 10–30 | K[AlSi ₃ O ₈] рожево-червоний | | |
| 5. Пісок кварцевий | 13,5–16,0 | 4–8 | | | |

Таблиця 2 – Характер впливу властивостей щебеню на зносостійкість робочих органів бетонозмішувача

| Параметр щебеню | | Використовується на виробництві | Вплив на зносостійкість робочих органів |
|------------------------------|--|---------------------------------|--|
| Фізико-механічні властивості | δ_{cm} | 10–30 ГПа | Високе значення границі міцності на стиск впливає на робочі органи лише при заклинюванні, враховуючи конструктивні запобіжні заходи бетонозмішувачів, параметр не має значного впливу на зносостійкість |
| | Мікротвердість H_{50} ГПа | 13,9–17 ГПа | Висока мікротвердість абразиву зменшує зносостійкість інструменту, також відношення мікротвердості абразиву та деталі визначає характер руйнування робочого органу. Руйнування відбувається мікрорізанням, дертям та викришуванням при полідеформаційному циклі |
| | Стан абразиву у просторі (закріпленість) | напівзакріплений | Чим жорсткіше закріплений абразив, тим більше він контактує з робочою поверхнею деталі. Цей параметр необхідно враховувати в комплексі з іншими фізико-механічними показниками абразивного граніту (δ_{cm} , H_{50} ГПа) |
| | Абразивність | VII–IX клас | Зменшує зносостійкість |
| | Крихкість | Крихкі і дуже крихкі | Параметр необхідно розглядати в комплексі з іншими фізико-механічними властивостями (δ_{cm} , H_{50} ГПа) |
| Геометричні власт-ті | Фракція | 5–20; 10–20 | Більша фракція призводить до частішого заклинювання і більшої енергії контактування абразив-деталь через більшу масу. В іншому випадку збільшується кількість точкових поверхневих контактів, що призводить до полідеформаційного процесу руйнування матеріалу [7] |
| | Лещадність | I (кубовидна); II (покращена) | Наявність в щебені зерен пластинчастої та голчатої форми через незначну товщину зменшує ймовірність заклинювання, також такі зерна мають меншу міцність порівняно з кубовими, тому зі зниженням класу лещадності зносостійкість робочих органів збільшується |

різних пропорціях, найбільше зношування спричиняють частинки піску, гравію та граніту (табл. 1).

В. А. Бауман, Б. В. Клушанцев [6] класифікують властивості абразивних матеріалів, що впливають на зносостійкість, але не чітко зазначають їхній вплив на робочі органи бетонозмішувачів, тому необхідно визначити, як впливають параметри щебеню на зносостійкість скребоків (табл. 2).

Здатність абразивного зерна вдавлюватись в поверхню залежить не тільки від його фізико-механічних властивостей, але й від його форми. Зерно з меншою твердістю, ніж матеріал, що зношується, може бути вдавлене в його поверхню за рахунок своїх гострих граней, що спричиняють високий тиск, маючи малу площу контакту [8]. Форма щебеню характеризується лещадністю і залежить від способу його отримання. Природний щебінь має округлу форму через довгий час переносу вітром і потоками води, зерна щебеню, отримані шляхом подрібнення великого каміння, мають полідричну форму з виступами і гострими кутами. Враховуючи значну частину піску в зношувальному середовищі, необхідно дослідити його геометричні характеристики. Результати досліджень з виявлення наявності в піщаній суміші зерен різної форми [9] (табл. 3) показують приблизно однакову кількість округлих, напівкоатаних і кутоватих (зі значною кількістю кромок з гострим кутом) зерен у фракціях від 0,1 до 5 мм.

Таблиця 3 – Вміст зерен різної форми в піску для бетонних сумішей

| Розмір фракцій піску, мм | Вміст зерен різної форми, % | | |
|--------------------------|-----------------------------|---------------|-----------|
| | округлих | напівкоатаних | кутоватих |
| 0,01–0,05 | 0 | 9 | 91 |
| 0,05–0,1 | 6 | 26 | 68 |
| 0,1–0,25 | 18 | 36 | 26 |
| 0,25–0,5 | 26 | 37 | 37 |
| 0,5–1 | 30 | 38 | 32 |
| 1–2 | 14 | 45 | 41 |
| 2–5 | 6 | 58 | 36 |

Параметри роботи бетонозмішувачів (швидкість обертання ротора V_p , кут розміщення лопатей і скребоків) і склад суміші (відношення вода-цемент) визначають опір руху робочим органам. Дослідження К. М. Королева [6] визначають вплив швидкості обертання ротору з робочими органами і складу бетонної суміші на опір руху (рис. 2, рис. 3).

Схожі результати отримали автори [1], говорячи про існування оптимальної швидкості обертання скребоків і лопатей.

На виробництві виготовляють різні бетони з різним відношенням вода-цемент залежно від об'єкту будівництва, тому фактор опору K (кПа) не є постійною величиною впродовж експлуатації. Ці залежності необхідно враховувати при натурних іспитах і порівнянні зносостійкості випробуваних матеріалів в різних сумішах

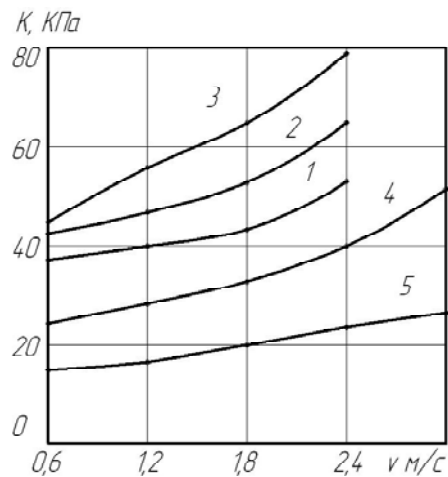


Рис. 2. Залежність коефіцієнту опору від швидкості обертання ротору:
1 – 5 бетони відповідно з відношенням вода-цемент 0,2; 0,3; 0,4; 0,7; 0,8

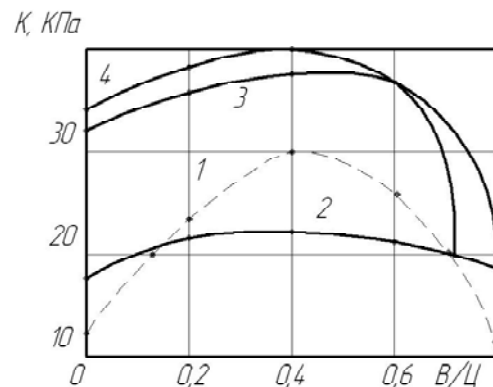


Рис. 3. Залежність коефіцієнту опору від водоцементного фактору:
1 – розчини; 2 – керамзитбетони; 3 – бетон з вапняним наповненням; 4 – бетон з гранітним наповненням

і робочих режимах, тому що отримані результати порівняння можуть розходитись з істинними через різний коефіцієнт опору, збільшення якого зменшує зносостійкість.

Між кромкою скребка і чашею може заклинювати щебінь, з високими фізико-механічними властивостями, частина цього навантаження компенсується конструктивними запобіжниками бетонозмішувачів (пружинні, ресорні і гумові амортизатори розташовані в місці кріплення скребоків з основою), але при великих фракціях щебеню це призводить до дряпання і викидання часток металу з робочої поверхні скребка. Важливим є використання потрібної швидкості обертання ротора, на якому кріпляться робочі органи (скребки і лопаті), занадто висока швидкість призводить до виникнення ефекту відцентрової сепарації великих часток суміші і відкидання їх до зовнішньої стінки, спричиняючи виготовлення неоднорідної суміші і підвищене зношування крайніх скребоків і лопатей.

При оцінці ролі зношування твердими абразивними частинками, що знаходяться в рідині, або в пластичній масі важливе значення має кут атаки $0^\circ < \alpha < 90^\circ$, під яким вони взаємодіють зі зношеною поверхнею. Результати досліджень [10] свідчать про збільшення швидкості зношування поверхні деталі абразивом, який знаходиться в несучому середовищі (рідині) з зменшенням кута атаки б. Скребки бетонозмішувачів кріпляться до валу, що обертається, під кутом 47° і 58° до радіус-вектору установки (рис. 4). Гострий кут атаки $\alpha = 43^\circ$ і $\alpha = 32^\circ$, створює тангенціальні напруження на поверхні деталі, що сприяє руйнуванню мікрорізнанням і подряпанням.

Враховуючи точку зору, що зносостійкість є не властивістю матеріалу, а параметром трибологічної системи «матеріал – умови зношування» [11, 12], при обґрунтуванні інтенсивності зношування скребка необхідно обговорити найголовніший з цих параметрів – відношення твердості абразиву до твердості матеріалу що зношується (На/Нм). Вважається, що при відношенні $Na/Hm > 1,3$ основний механізм руйнування – пряме різання, $Na/Hm < 0,7$ – механохімічне руйнування, а в проміжку $0,7 < Na/Hm < 1,3$ – полідеформаційне зношування [13]. В роботі [14] розглянуті деякі з причин невідповідності спрогнозованої інтенсивності зношування по відношенню На/Нм. В абразивній (бетонній) суміші знаходяться часточки з різними твердостями, і фракціями, також необхідно враховувати не закріпленість абразиву (контактування проходить не жорстко), тому зношення може протікати з різною інтенсивністю і реалізовуватись як полідеформуванням, так і мікрорізнанням.

Раніше проведені автором [15] практичні спостереження за зношуванням робочих органів ґрунтообробних машин вказують на різке зростання зношування при збільшенні складу в ґрунті каменистих включень. Це відповідає результатам досліджень Тененбаума М. М. [16], Виноградова В. Н. і Сорокіна Г. М. [17], згідно з якими перехід від змішаного процесу зношення до зношування переважно мікрорізнанням відбувається при невеликій кількості ріжучих часток. Змішаність деформуючих і ріжучих зерен абразиву характеризує величина (K) [16]:

$$K = Np/Nd, \quad (1)$$

де K – ступінь змішаності деформуючих і ріжучих зерен; Np – кількість ріжучих зерен; Nd – кількість деформуючих зерен.

При відношенні (K) більшому за критичне, зношування проходить переважно прямим руйнуванням. Критичне значення (K) залежить від об'ємів одиничних пошкоджень ріжучими і деформуючими зернами, при їх рівності $K_{крит} = 0...7\%$. Ріжучі зерна мають високу твердість ($Na/Hm \gg 1,3$) і форму з гострими гранями, створюючи таким чином високі напруження при контакті вони руйнують деталь. Найчастіше зустрічаються три форми взаємодії абразивних часток з поверхнею деталі:

- бороздіння, в процесі якого в матеріалі утворюється борозна без продукту зношування;

- подряпування полягає в частковому зрізання матеріалу та одночасному бороздінні;
- мікрорізнання, під час якого домінуючим процесом є різання матеріалу, що зношується.

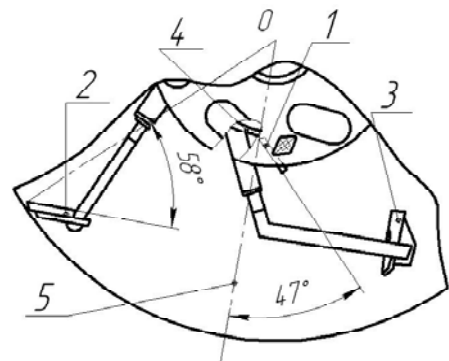


Рис. 4. Розташування скребок відносно радіус вектору центру бетонозмішувача:

- 1 – роторний скребок; 2 – зовнішній скребок; 3 – лопать;
- 4 – футеровка чаші; 5 – радіус-вектор

Дослідження Хокірічава і Като [18] та інших авторів [19] зауважують про залежність характеру переходу руйнування (бороздіння – мікрорізнання) від заглиблення індентора в матеріал зразка. Враховуючи склад бетонної суміші, геометричні характеристики її складових, кут атаки і відношення На/Нм необхідно зазначити про переважне пряме руйнування мікрорізнанням при зношуванні скребок і лопастей. Це підтверджують результати візуального огляду зношених скребок, які експлуатувалися з щебенем фракції 5–20, 10–20 мм ЙЙ-ї групи лещадності, маркою морозостійкості F300, співвідношенням вода-цемент 0,5 в бетонозмішувачах типу СБ-138Б і СБ-146А, на яких видно місця руйнування внаслідок багаторічного полідеформаційного зношування і переважно місця подряпування гравієм.

Сучасні бетонні суміші містять різні хімічні добавки і модифікатори, з якими можна ознайомитися [20]. Тому деталі бетонозмішувачів можуть піддаватися корозійному зношуванню. Дослідження М. М. Хрущова і М. А. Бабичева [21] та інших дослідників показують, що в умовах мікрорізнання і інтенсивного зношування хімічна дія середовища помітно не виявляється.

Зношування відбувається на різних поверхнях деталі, зміна геометричної форми і розмірів кожної з них по різному впливає на робочі характеристики. Виходячи з цього, необхідно визначити найбільш важливі для роботи кромки скребка і поле допусків їх зносу, керуючись цим, ми зможемо проаналізувати стан скребка, визначивши необхідність його заміни або відновлення і ресурс часу, який він ще може відробити. При автоматизації виробництва і контролю системи якості наявність таких критеріїв є необхідністю, це дає кількісні показники для прийняття рішення роботизованими комплексами. Тому розрахунок критерію має проводитись чис-

ловим методом з певною послідовністю обчислювальних і логічних операцій, які необхідно провести.

В процесі приготування бетонної суміші фронтальна поверхня скребка контактує з бетонною сумішшю, перемішуючи її. Також головним її завданням є згрібання суміші з бокової радіальної поверхні чаші і днища, це можливо лише при дотриманні конструктивного зазору між футеровкою і кромками. На початку роботи цей зазор складає $\Delta_1, \Delta_3 = 2...4$ мм (рис. 5). Абразивна маса зношує всю поверхню деталей бетонозмішувачів, але найбільше діє на робочі кромки АВ і ВС.

В ході експлуатації робоча кромка ABC зношується до лінії $A_1B_1C_1$, після збільшення зазорів на дні і поверхні стакану залишаються шари суміші, що застигають, зменшуючи робочий об'єм, також значна частина компонентів не перемішується, що призводить до зниження якості готової бетонної суміші. Візуальний огляд і статистичний аналіз зношених деталей показав, що робочі кромки АВ і ВС найбільш інтенсивно зношуються в місці їх перетину, це пояснюється тим, що щербини в процесі перемішування опускається вниз для зменшення своєї потенційної енергії, і нижня частина суміші має більші зношувальні властивості. Але основною причиною такого зносу є кут установки скребків. Роторні скребки, що обертаються навколо внутрішньої чаші, мають кут установки 47° , зовнішні, що обертаються по зовнішньому контуру, - 58° , на робочих кромках АВ і ВС виникає концентрація контактних напружень, таким чином вони розрізають в'язке абразивне середовище і найбільше зношуються.

Конструктори і виробники розглядають зношування кромки h_1 і h_2 в нижній частині комплексно. Величина Z вимірюється по лінії зносу (a), що розташована під кутом 45° до перпендикулярної кромки.

Максимальний знос Z лежить в межах від 20 мм до 30 мм і заданий конструктором

$$0 < Z < 30. \quad (2)$$

Конструкція скребка передбачає переміщення його кріплення по осі X (рис. 6) для регулювання зазору між футеровкою стакану і кромкою.

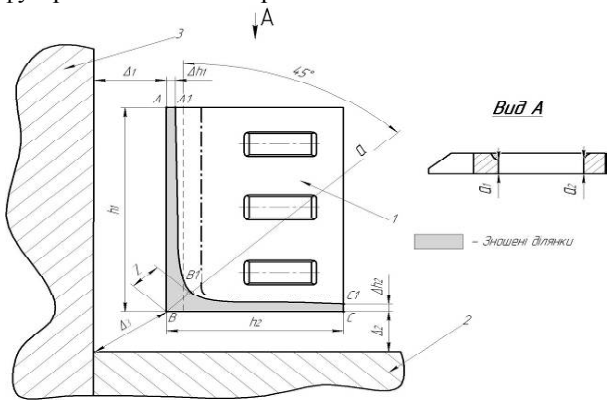


Рис. 5. Положення скребка бетонозмішувача СБ-138Б (СБ-146А) при експлуатації:

1 – скребок бетонозмішувача; 2 – броня дна; 3 – броня стакану

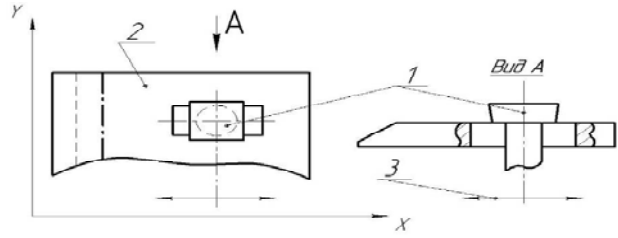


Рис. 6. Можливі установки скребків бетонозмішувачів:

1 – спеціальний болт кріплення скребка до ротору; 2 – скребок; 3 – напрями зміщення скребків при перевстановленні

Переміщення по осі Y не передбачене, тому при утворенні між кромкою h_2 (рис. 5) та дном недопустимого зазору Δ_1 експлуатація скребка буде не оптимальною, незважаючи на допустимий зазор Δ_2 .

Розміщення скребків під необхідним кутом до радіус-вектору бетонозмішувача забезпечує швидкий рух бетонної маси в поперечному напрямку і повільний уздовж корпуса змішувача на вивантаження. В процесі експлуатації скребок може зношуватись в місці його кріплення до основної рами, це призводить до перекосу болтового з'єднання, нежорсткого кріплення і, як наслідок, до зміни конструкційно встановленого кута. Тому необхідно стежити за станом посадочного місця болтового з'єднання скребка з основою.

Лінійні розміри, що контролюються, можна звести до табл. 4.

Для підвищення ефективності контролю лінійних розмірів деталей розробляють багатовимірні контрольні прилади, які дозволяють одночасно контролювати декілька розмірів. Але використання таких приладів можливе лише, якщо одна з поверхонь деталі є установочою і вимірювальною базою. Скребок зношується з усіх сторін, тому кромки не мають постійного розміру, але отвори для болтів мають статичне положення і відносно них можна вимірювати зміну необхідних параметрів зношування. Це дає можливість для проектування спеціального стенду для контролю зміни розмірів необхідних робочих кромки (рис. 7).

На основі (1) розмічений геометричний профіль нового скребка для візуальної оцінки зношування, і проградуєвані шкали (2, 5) для визначення лінійного зношування кромки h_1, h_2, Z . Зношений скребок (3) кріпиться до основи в пази, призначені для болтових з'єднань, за допомогою фіксаторів (4). За рахунок того, що внутрішній профіль отворів для болтового кріплення має мале зношування в повздовжньому поперековому перерізі, через розташування в місцях тяжко доступних для проточного проходження суміші, їх можна прийняти за установчі бази.

Зовнішні скребки бетонозмішувачів при постійному завантаженні виробництва служать в межах допустимого зношування 160–190 годин, роторні – 210–240, залежно від особливостей суміші бетону. Графічно залежність параметру Z від часу роботи в умовах, зазна-

чених раніше, показана у вигляді функційної залежності на рис. 8, кут нахилу графіка до осі (Т) характеризує інтенсивність лінійного зношування I_L (мм/год). На початковому етапі роботи Т1 інтенсивність зношування максимальна, доки кромка АВС не прийме найбільш оптимального значення для обтікання бетоною сумі-

шню (етап притирки), на ділянці Т2 інтенсивність зношування стабілізується. За допомогою залежності параметру зношування Z (мм) від часу експлуатації Т (год) – $Z(t)$ можна визначити приблизний час заміни скребків для відновлення.

Таблиця 4 – Розміри скребка бетонозмішувача, що контролюються при визначенні лінійного зношування

| Геометричний розмір робочої кромки, що замірюється | Поле допуску зношування, що застосовується в виробництві (мм) | Наслідки, до яких призводить вихід зношування кромки за поле допуску |
|--|---|--|
| h_1 | 15–25 | На початку роботи призводить до залишку на стінці чаші незмішаної суміші, під дією сили тяжіння значна її частина доходить до дна, але значний шар застигає на стінці, зменшуючи технологічний зазор між скребком і стаканом бетонозмішувача |
| h_2 | 15–25 | На початку роботи призводить до залишку на дні незмішаної суміші, в подальшому ці залишки можуть застигати, зменшуючи технологічний зазор між броньовою футеровкою і скребком, що може призвести до заклинювання щєбню |
| $Z = \sqrt{\Delta h_1^2 + \Delta h_2^2}$ | 20–30 | Комплексний показник використаний конструктором, що інформує про стан кромки АВ, ВС і кутовий зазор Δ_3 |
| a_1 | 3–7 | Розміри, що знаходяться на посадочному місці болта і відповідають за зусилля і жорсткість закріплення скребка, технологічний кут між робочою поверхнею скребка і радіус-вектором центру бетонозмішувача (чаші) |
| a_2 | | |

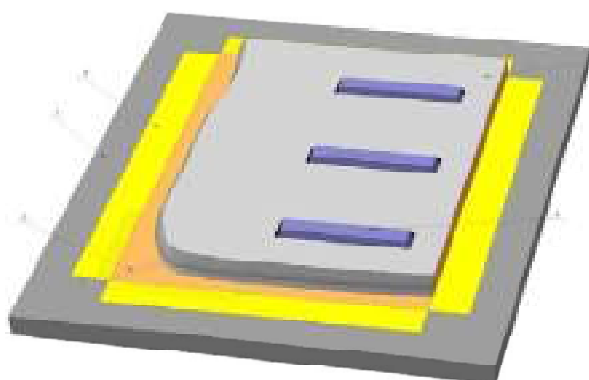


Рис. 7. Стенд для вимірювання лінійного зношування скребків бетонозмішувачів:

- 1 – основа;
- 2 – проградуйована шкала з поділкою 1 мм для визначення лінійного зносу кромки h_1, h_2 ;
- 3 – зношений скребок;
- 4 – фіксатори;
- 5 – проградуйована шкала з поділкою 1 мм для визначення лінійного зношування Z

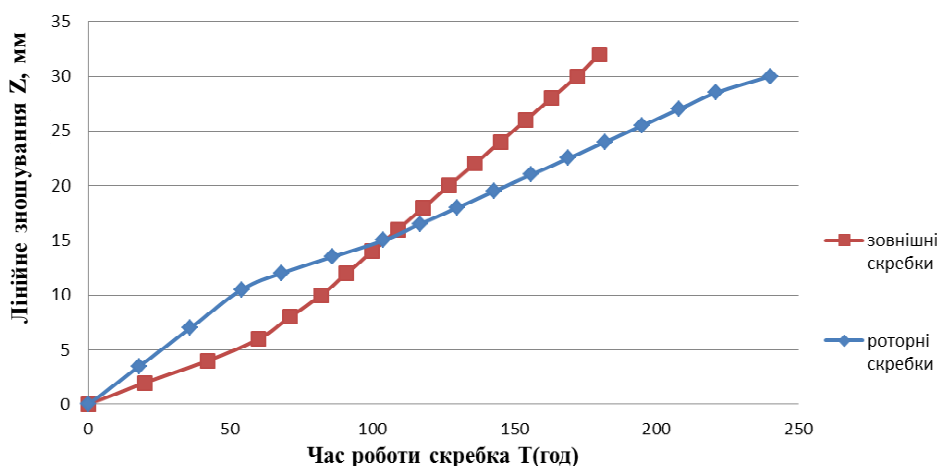


Рис. 8. Залежність лінійного зношування скребків від часу експлуатації

Визначення оптимального методу підвищення зносостійкості скребків

На виробництві скребки відновлюють в межах зношення 1/6 площі, це відповідає зносу до 30 мм на робочих кромках АВ і ВС. В технічній документації до бетонозмішувачів СБ-138Б, СБ-146А рекомендується два шляхи відновлення скребків – метод наплавлення кромок і метод накладок. Підвищити зносостійкість зміцненням можливо лише наплавленням. Після допустимого зношування відновлення наплавленням вважається не доцільним і робочі органи міняють на нові. Тому необхідно відстежувати технічний стан скребків для можливості їхнього подальшого зміцнення. Роторні і зовнішні скребки мають різний граничний час експлуатації до критичного зношування, але у виробничих умовах доцільніше проводити заміну за один ремонтний період, тому необхідно визначити оптимальний час заміни. Як видно з побудованої залежності (рис. 9), межа критичного зносу, що запобігає максимальнодопустимому зношуванню, після якого відновлення наплавленням недоцільне в роторному і зовнішньому скребках перетинаються в періоді 150–180 годин експлуатації, тому проводити ремонтні роботи доцільно в цей час.

При виборі матеріалу для зміцнення деталей, що працюють в умовах абразивного зношування, необхідно враховувати структурно-фазовий склад наплавленого металу. Цінні дослідження Р. Д. Хаурта [22], Виноградова В. Н. і Сорокіна Г. М [17] дозволяють оцінити вплив абразивних часток при терті (дослідження проводились без ударних навантажень) на мікроструктурні складові металу шва. Зміцнювальна фаза з високою мікротвердістю (до 20 ГПа) має високу зносостійкість при контакті з твердим абразивом. Велике значення має матриця, в якій розміщена тверда фаза. Метал з аустенітною матрицею, яка має невисоку твердість, при абразивному зношуванні без ударних навантажень призводить до викришування зміцнювальної фази, але при роботі з високими напруженнями і ударними навантаженнями має високу зносостійкість. Мартенситна матриця більш тверда (твердість може досягати рівня карбідів) і підвищує зносостійкість матеріалів при низьких граничних навантаженнях.

На виробництві для наплавлення робочих органів бетонозмішувачів практикують електроди – Т-590 і

Т-620 за ГОСТ 9466-87 – для підвищення зносостійкості наплавленої кромки. Фірми ESAB [23] і Lincoln Electric, що розробляють матеріали для зварювання і наплавлення, мають свої рекомендації для наплавлення скребків (табл. 5).

Скребки мають значні розміри, тому при їх наплавленні витрачається багато зносостійких матеріалів. Також, враховуючи подальше відновлення, необхідно стежити за лінійним зношуванням, тому що занадто велике зношення потребує великої кількості наплавлених матеріалів. Конструктивні особливості кріплення робочих органів бетонозмішувачів, а саме розміщення їх під кутом до потоку абразивної маси, дозволяють використати ефект тінювих зон для збільшення строку служби. Цей ефект полягає в зміні напрямку руху абразиву через наплавлення зміцнювальних валиків на поверхню деталі, збільшуючи зносостійкість і зменшуючи кількість використаного матеріалу для відновлення.

Висновки

Досліджено характер зношування і інтенсивність зношування скребків бетонозмішувачів.

Встановлені критерії визначення показників допустимого зношування, їхні допуски і вплив на працездатність. Спроекований стенд, що дозволяє легко робити візуальний і вимірювальний аналіз зносу робочих кромок.

Виявлений прийнятний час проведення ремонтного періоду для відновлення скребків.

На основі літературних даних і раніше проведених досліджень визначено, що оптимальний склад наплавленого металу для даних умов зношування повинен мати високу кількість зміцнюючої фази у вигляді карбідів, боридів, карбоборидів, розмішених в аустенітно-мартенситній матриці. Розглянуті стандартні наплавочні матеріали, що використовуються за кордоном і в країнах СНД для наплавлення зношених скребків. Переважна їх більшість має систему Fe-C-Cr, деякі містять в невеликій кількості домішки Ti, В, Мо, V, так у наплавленому металі виникає значна кількість карбідів і боридів хрому і титану.

Зважаючи на високу матеріаломісткість і затратність загальноприйнятого процесу відновлення запропоновано наплавляти валики зносостійкого матеріалу на поверхню деталі.

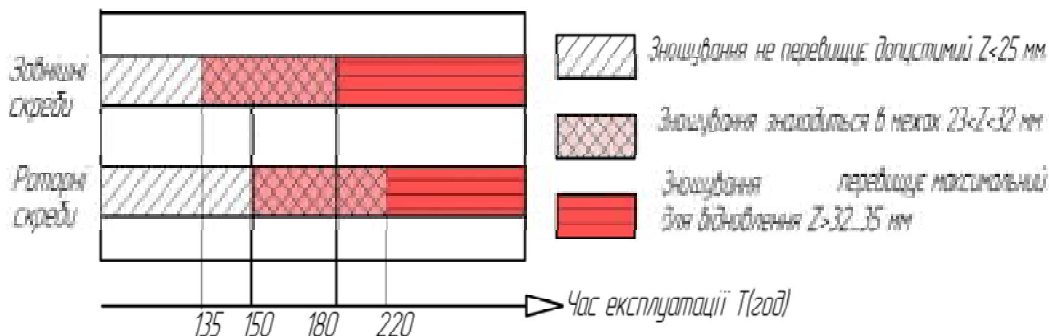


Рис. 9. Межі зношування скребків залежно від часу експлуатації

Таблиця 5 – Матеріали для наплавлення скребків, що використовуються в країнах СНД та за кордоном

| № | Марка матеріалу для наплавлення | Тип покриття | Визначення за DIN 8555 | Склад металу-шва | Характеристика металу-шва | Твердість |
|---|---------------------------------|--------------|------------------------|---|---|-----------|
| 1 | OK 84.84 | основний | E10-60-GP | C – 3 % Si – 2 % Cr – 8 % Ti – 6 % V – 6 % | Виникають складні карбіди | 50–60 HRC |
| 2 | OK 84.78 | Рутиловий | E10-UM-60GZ | C – 4,5 % Cr – 33 % | З високим вмістом С і високолеговані Cr, виникають карбіди хрому | 57–62 HRC |
| 3 | OK Tubrodur 15-80 | основний | MF10-60-GP | C – 1,6 % Cr – 6,5 % Mo – 1,5 % Ti – 5 % | Виникають складні карбіди | 56–60 HRC |
| 4 | OK Tubrodur 14-70 | основний | MF10-55-GPTZ | C – 3,5 % Cr – 21 % Mo – 3,5 % V – 0,4 % | З високим вмістом С і високолеговані Cr, виникають карбіди хрому | 50–69 HRC |
| 5 | T-590 | Спеціальний | E10-UM60-G | C – 3,2 % Cr – 23 % Si – 2,2 % Mn – 1,3 % B – 1–1,5 % Э-320X25C2ГП | З високим вмістом С і високолеговані Cr, виникають карбіди хрому і бориди | 58–64 HRC |
| 6 | T-620 | Спеціальний | E10-UM60-GP | C – 3,2 % Cr – 23 % Si – 2,2 % Mn – 1,3 % Ti – 1,5 % B – 1–1,5 % Э-320X23C2ГП | З високим вмістом С і високолеговані Cr, виникають карбіди хрому і бориди | 58–64 HRC |
| 7 | Wearshield ME | Рутиловий | E10-UM-60-GRZ | C – 3 % Cr – 33 % Si – 1 % | З високим вмістом С і високолеговані Cr, виникають карбіди хрому | 49–59 HRC |
| 8 | Wearshield 60 (e) | основний | E10-UM-60-GR | C – 5 % Cr – 35 % Si – 4 % | З високим вмістом С і високолеговані Cr, виникають карбіди хрому | 57–62 HRC |

Список літератури

1. Хаютин Ю. Г. Монолитный бетон : технология производства работ / Ю. Г. Хаютин. – М. : Стройиздат, 1991. – 576 с.
2. Барсов И. П. Строительные машины и оборудование / И. П. Барсов. – М. : Стройиздат, 1986. – 511 с.
3. Баженов Ю. М. Современная технология бетона / Ю. М. Баженов // Будівельні матеріали, виробі та санітарна техніка. – 2010. – № 36. – С. 10–17.
4. Попов С. Н. Решение задач трибоматериаловедения на основе системных многокритериальных методов математического анализа износостойкости сталей и сплавов / С. Н. Попов, Д. А. Антонюк, Т. В. Попова // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2004. – №4. – С. 172–181.
5. Лукасік К. М. Абразивна зносостійкість конструктивних матеріалів / К. М. Лукасік // Проблемы трибологии (Problems of Tribology). – 2001. – № 1. – С. 35–43.
6. Бауман В. А. Механическое оборудование предприятий строительных материалов изделия и конструкций / В. А. Бауман, В. А. Клушанцев, В. Д. Мартынов. – М. : Машиностроение, 1981. – 324 с.
7. Тенебаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании / М. М. Тенебаум. – М. : Машиностроение, 1966. – 331 с.
8. Гаркунов Д. Н. Триботехника. Износ и безизносность / Д. Н. Гаркунов. – М. : Издательство МСХА, 2001. – 616 с.
9. Ахвердов И. Н. Основы физики бетона / И. Н. Ахвердов. – М. : Стройиздат, 1981. – 464 с.
10. Чернець М. До оцінки зносостійкості матеріалів мінеральними частинками / М. Чернець, К. Лукасік // Проблеми трибології (Problems of Tribology). – 2001. – № 2. – С. 143–150.
11. Mutton P. J. High stress abrasion testing of wear / P. J. Mutton // Resistant Materials Technical Bulletin. – 1980. – Vol. 24. – №1. – P. 38–34.
12. Поверхностная прочность материалов при трении / Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, А. К. Караулов и др. – К. : Техника, 1976. – 292 с.
13. Хрущев М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : Наука, 1970. – 272 с.

14. Прогнозирование механизма и интенсивности изнашивания на основе оценки соотношения твердости абразива и изнашиваемого материала / М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, М. Н. Брыков, Д. М. Андрущенко // Проблемы трибології (Problems of Tribology). – 2009. – № 1. – С. 6–12.
15. Richardson R. D. Wear in Agricultural machinery – the relevance of study of the wear of materials against bonded abrasive / R. D. Richardson // Journal and Proceedings of the Institution of Agricultural Engineers. – 1963. – Vol. 19, N 2. – P. 210–217.
16. Тененбаум М. М. Сопротивление абразивному изнашиванию / М. М. Тененбаум. – М. : Машиностроение, 1976. – 271 с.
17. Виноградов В. Н. Износостойкость сталей и сплавов / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин. – М. : Нефть и Газ, 1994. – 417 с.
18. Kayaba T. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning elektron microscope / Т. Kayaba, К. Hokkirigawa, К. Kato // Wear 110, 1986.
19. Противозадирная стойкость трущихся тел / Ю. М. Дроздов, В. Г. Арчegov, В. И. Смирнов. – М. : Наука, 1981. – 137 с.
20. Касторных Л. И. Добавки в бетоны и строительные материалы / Л. И. Касторных.. – Ростов н/Д. : Феникс, 2007. – 211 с.
21. Хрущев М. М. Исследования изнашивания металлов / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : Изд-во АН СССР, 1960. – 351 с.
22. Haworth R. D. The abrasion resistance of metals / R. D. Haworth // Transactions of American Society for Metals. – 1949. – Vol. 41. – P. 819–854.
23. Сварка и наплавка. Пособие по выбору наплавочных материалов ESAB 2009. – ESAB. – 123 с.

Одержано 21.01.2019

Попов С.Н., Шумикин С.А., Билоник И.М., Губарь Е.Я. Анализ характера изнашивания и определение основных критериев работоспособности скребков бетоносмесителей

Цель работы. Исследовать механизм разрушения поверхности рабочих скребков бетоносмесителей, выявить критерии для оценки их состояния и предложить наиболее целесообразный способ повышения их работоспособности.

Методы исследования. Многокритериальный подход [4], который, кроме свойств изнашиваемого материала детали, включает анализ внешней абразивной среды, эксплуатационных и экономических параметров износа.

Полученные результаты. Износ скребков происходит в абразивной массе, больше износ вызывают частицы песка, гравия и гранита. Установлен характер влияния свойств щебня на износостойкость рабочих органов бетоносмесителя. Фактор сопротивления K (кПа) не является постоянной величиной в течение эксплуатации. Необходимо учитывать зависимости коэффициента сопротивления от скорости вращения ротора и от водо-цементного фактора при натурных испытаниях и сравнении износостойкости испытанных материалов в различных смесях и рабочих режимах.

Научная новизна. Учитывая состав бетонной смеси, геометрические характеристики ее составляющих, угол атаки и отношение H_a/H_m , необходимо отметить преимущественное прямое разрушение микрорезания вследствие багаточиклового полидеформационного износа.

Практическое значение. На производстве, учитывая дальнейшее восстановление, необходимо следить за линейным износом. Размещение рабочих органов бетоносмесителей под углом к потоку абразивной массы позволяет использовать эффект теневых зон для увеличения срока службы.

Ключевые слова: абразивные зерна, износ, скребки, механизм, критерии, геометрические размеры, износостойкость, наплавки.

Popov S., Shumikin S., Bilonik I., Gubar E. Analysis of wear nature and determination of the basic criteria of performance of concrete mixer scrapers

Purpose. To investigate the mechanism of destruction of the surface of working scrapers of concrete mixers, to identify the criteria for assessing their condition and to offer the most expedient way to increase their efficiency.

Research methods. Multicriterion approach [4], which, in addition to the properties of the material of the wearing parts, includes analysis of the external abrasive medium, operational and economic parameters of wear.

Results. The wear of scrapers is carried out in the abrasive mass, the particles of sand, gravel and granite are the most worn out. The character of the influence of the properties of crushed stone on the wear resistance of the working bodies of the concrete mixer is established. The resistance factor K (kPa) is not a constant value during operation. It is necessary to take into account the dependence of the resistance coefficient on the speed of rotation of the rotor and on the water cement factor in field tests and the comparison of wear resistance of the tested materials in various mixtures and operating modes.

Scientific novelty. Taking into consideration the composition of the concrete mixture, the geometric characteristics of its components, the angle of attack and the H_a/H_m ratio, it should be noted that the predominant direct fracture is microscopic due to the multi-cycle polydeformation wear.

Practical meaning. In the production, taking into account further restoration, it is necessary to monitor the linear wear. The placement of working bodies of concrete mixers at an angle to the flow of abrasive mass, allows you to use the effect of shadow zones to increase the life of the service.

Key words: abrasive grains, wear, scrapers, mechanism, criteria, geometric sizes, wear resistance, surfacing.

УДК 539.371

Канд. фіз.-мат. наук Левчук С. А., Хмельницький А. А.

Запорізький національний університет, м. Запоріжжя

ЗАСТОСУВАННЯ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА ДЛЯ РОЗРАХУНКУ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПОЛОГИХ ОБОЛОНОК З ОТВОРАМИ

Мета роботи. Розрахувати напружено-деформований стан пологих оболонок з отворами за допомогою спеціально побудованих матриць типу Гріна.

Методи дослідження. Апарати подвійних тригонометричних рядів Фур'є інтегральних рівнянь Фредгольма, матриць типу Гріна.

Отримані результати. Було розглянуто статичне деформування пологої оболонки з двома круговими отворами з виконанням умов Нав'є на контурі, розташованому на деякій відстані від зовнішньої межі оболонки, за умови, що на межі контуру отвору задано умови жорсткого затиснення. Аналізуючи отримані результати, можна відзначити, що як максимальні нормальні, так і максимальні дотичні напруження концентруються не тільки біля отворів, чого і треба було очікувати, оскільки на їх межах обрано умови жорсткого затиснення, а і в зоні, яка знаходиться посередині між двома отворами. Найменша ж концентрація згаданих вище напружень спостерігається біля лінії, на якій виконані умови Нав'є.

Наукова новизна. Метод розрахунку пологих оболонок з отворами, що був розроблений раніше, узагальнено на випадок, коли умови Нав'є виконано не на зовнішньому контурі пологої оболонки, а на деякій відстані від нього.

Практичне значення. Досліджувана задача моделює явища, які відбуваються, зокрема, при деформуванні елементів вулканізаційного обладнання. Одержані результати дозволяють виявити особливості роботи елементів конструкції складної структури і, зрештою, підвищити її ефективність шляхом оптимізації параметрів складників.

Ключові слова: полого оболонка з отвором, напружено-деформований стан, матриця типу Гріна, щільність потенціалу.

Вступ

Запропонований у роботах [1–3] спосіб побудови матриць типу Гріна задач теорії пологих та складених оболонок дозволяє будувати ефективні алгоритми розрахунку статичного деформування різних об'єктів складної структури. У цій роботі згаданий вище метод побудови реалізується на прикладах визначення характеристик напружено-деформованого стану пологих оболонок з отворами. Попереднє розв'язання цієї проблеми було започатковано у роботах [1–7]. У цій статті метод розрахунку пологих оболонок з отворами, що був викладений у [1], узагальнено на випадок, коли умови Нав'є виконано не на зовнішньому контурі пологої оболонки, а на деякій відстані від нього. На прикладі оболонки з двома круговими отворами, при умовах Нав'є на деякій відстані від контуру оболонки, продемонстровано ефективність вказаного вище підходу. Досліджувана у роботі задача моделює явища, які відбуваються, зокрема, при деформуванні елементів вулканізаційного обладнання. Одержані результати дозволяють виявити особливості роботи елементів складної структури і, врешті, підвищити її ефективність шляхом оптимізації параметрів складових частин.

Матеріали та методика досліджень

Нехай мова йде про побудову матриці Гріна задачі про визначення статичного деформування пологих оболонок з отворами.

Система диференціальних рівнянь у переміщеннях, що описує пружну рівновагу пологої оболонки, має вигляд [8]:

$$\frac{1-\nu}{2} \Delta U_1 + \frac{1+\nu}{2} \frac{\partial}{\partial x_1} \left(\frac{\partial U_1}{\partial x_1} + \frac{\partial U_2}{\partial x_2} \right) + (k_1 + \nu k_2) \frac{\partial W}{\partial x_1} = X_1,$$

$$\frac{1-\nu}{2} \Delta U_2 + \frac{1+\nu}{2} \frac{\partial}{\partial x_2} \left(\frac{\partial U_1}{\partial x_1} + \frac{\partial U_2}{\partial x_2} \right) + (k_2 + \nu k_1) \frac{\partial W}{\partial x_2} = X_2,$$

$$(k_1 + \nu k_2) \frac{\partial U_1}{\partial x_1} + (k_2 + \nu k_1) \frac{\partial U_2}{\partial x_2} + \left(\lambda^4 + \frac{h^2}{12} \Delta \Delta \right) W = Z, \quad (1)$$

де x_1, x_2 – криволінійні координати точки серединної поверхні оболонки; k_1, k_2 – головні кривини; $U_1 = U_1(x), U_2 = U_2(x), W = W(x)$ – компоненти вектору зміщень, X_1, X_2, Z – праві частини, що враховують зовнішнє поверхневе навантаження; h – товщина

оболонки; ν – коефіцієнт Пуассона; $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2}{\partial x_2^2}$ –

оператор Лапласа; $\lambda^4 = k_1^2 + k_2^2 + 2\nu k_1 k_2$.

Праві частини системи X_1 , X_2 , Z можуть бути подані через складові інтенсивності зовнішнього поверхневого навантаження q_{x_1} , q_{x_2} , q_z так [2]:

$$X_1 = -\frac{1-\nu^2}{Eh} q_{x_1}, \quad X_2 = -\frac{1-\nu^2}{Eh} q_{x_2}, \quad Z = \frac{1-\nu^2}{Eh} q_z, \quad (2)$$

де E – модуль Юнга.

Крайові умови на контурі L отвору можуть мати вигляд:

$$U_1|_L = \Psi_1, \quad U_2|_L = \Psi_2, \quad W_L| = \Psi_3, \quad \frac{\partial W}{\partial n}|_L = \Psi_4, \quad (3)$$

де Ψ_1 , Ψ_2 , Ψ_3 , Ψ_4 – деякі функції.

Теоретичні результати та їх аналіз. Розв'язок системи будемо відшукувати у вигляді подвійних тригонометричних рядів [1]:

$$\begin{aligned} U_1(x) &= \sum_{m,n} U_{mn}^1 \sin \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \cos \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}, \\ U_2(x) &= \sum_{m,n} U_{mn}^2 \cos \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \sin \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}, \\ W(x) &= \sum_{m,n} W_{mn} \cos \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \cos \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}, \end{aligned} \quad (4)$$

де $2\alpha_1$, $2\alpha_2$ – геометричні розміри оболонки.

Такий вибір апроксимуючих функцій обумовлений тим, що якщо у виразах (4) покласти гармоніки $m, n = 1, 3, \dots$, то на контурі оболонки будуть виконані умови Нав'є.

У відповідні ряди Фур'є розкладемо також і праві частини системи (1):

$$\begin{aligned} X_1(x) &= \sum_{m,n} X_{mn}^1 \sin \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \cos \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}, \\ X_2(x) &= \sum_{m,n} X_{mn}^2 \cos \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \sin \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}, \\ Z(x) &= \sum_{m,n} Z_{mn} \cos \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \cos \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2}. \end{aligned} \quad (5)$$

Підставляючи (4), (5) у (1), одержимо систему лінійних алгебраїчних рівнянь відносно невідомих U_{mn}^1 ,

U_{mn}^2 , W_{mn} . Розв'язок цієї системи дозволяє побудувати матрицю типу Гріна для розглянутої задачі (1), (3) (більш докладно див. [1]).

Використовуючи далі отриману матрицю типу Гріна, одержимо такий метод розрахунку.

Розв'язок задачі (1), (3) будемо шукати у вигляді [1]:

$$V(x) = V^0(x) + V^*(x),$$

де

$$V(x) = \begin{pmatrix} U_1 \\ U_2 \\ W \end{pmatrix}, \quad V^0(x) = \begin{pmatrix} U_1^0 \\ U_2^0 \\ W^0 \end{pmatrix},$$

$V^0(x) = \iint_{\Omega} G(x, \xi) F(\xi) d\xi$ – частинний розв'язок системи (1),

$$V^*(x) = \int_L Q(x, \xi) \mu(\xi) d\xi$$

$$Q(x, \xi) = \begin{pmatrix} G^{11} & G^{12} & G^{13} & \frac{\partial G^{13}}{\partial n_1} \\ G^{21} & G^{22} & G^{23} & \frac{\partial G^{23}}{\partial n_1} \\ G^{31} & G^{32} & G^{33} & \frac{\partial G^{33}}{\partial n_1} \end{pmatrix};$$

$$G(x, \xi) = (G^{ij})_{i,j=1,2,3}; \quad F(\xi) = \begin{pmatrix} X_1 \\ X_2 \\ Z \end{pmatrix}; \quad (7)$$

$n_1 = n_1(\xi_1, \xi_2)$ – зовнішня нормаль до контуру отвору

L ; $G^{ij} = G^{ij}(x, \xi)$ – елементи побудованої в [1] матриці типу Гріна.

При цьому будемо мати:

$$G(x, \xi) = \sum_{m,n} T_{mn}(x) G_{mn} T_{mn}(\xi),$$

де

$$G_{mn} = (G_{mn}^{ij})_{i,j=1,2,3};$$

$$T_{mn}(x) = \begin{pmatrix} \sin \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \cos \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2} & 0 & 0 \\ 0 & \cos \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \sin \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2} & 0 \\ 0 & 0 & \cos \frac{m\pi x_1}{2\alpha_1} \cos \frac{n\pi x_2}{2\alpha_2} \end{pmatrix};$$

$$G_{mn}^{11} = \frac{\delta_m \delta_n}{\alpha_1 \alpha_2} \left(-\frac{12}{h^2} \frac{m^2 \pi^2}{4\alpha_1^2} \frac{P_{mn}^2}{\Delta_{mn}^2} - \frac{1}{\Delta_{mn}} - \frac{1+\nu}{1-\nu} \frac{n^2 \pi^2}{4\alpha_2^2} \frac{1}{\Delta_{mn}^2} \right);$$

$$G_{mn}^{22} = \frac{\delta_m \delta_n}{\alpha_1 \alpha_2} \left(-\frac{12}{h^2} \frac{n^2 \pi^2}{4\alpha_2^2} \frac{Q_{mn}^2}{\Delta_{mn}^2 \theta_{mn}} - \frac{1}{\Delta_{mn}} - \frac{1+\nu}{1-\nu} \frac{m^2 \pi^2}{4\alpha_1^2} \frac{1}{\Delta_{mn}^2} \right);$$

$$G_{mn}^{12} = G_{mn}^{21} = \frac{\delta_m \delta_n}{\alpha_1 \alpha_2} \left(-\frac{12 P_{mn} Q_{mn}}{h^2 \theta_{mn}} + \frac{1+\nu}{1-\nu} \right) \frac{m\pi^2}{4\alpha_1 \alpha_2} \frac{1}{\Delta_{mn}^2};$$

$$-G_{mn}^{13} = G_{mn}^{31} = \frac{12\delta_m \delta_n}{\alpha_1 \alpha_2 h^2} \frac{m\pi}{2\alpha_1} \frac{P_{mn}}{\theta_{mn}}; \theta_{mn} = \Delta_{mn}^4 + \frac{12(1-\nu^2)}{h^2} \nabla_{mn}^2;$$

$$-G_{mn}^{32} = G_{mn}^{23} = -\frac{12\delta_m \delta_n}{\alpha_1 \alpha_2 h^2} \frac{n\pi}{2\alpha_2} \frac{Q_{mn}}{\theta_{mn}}; \Delta_{mn} = \left(\frac{m\pi}{2\alpha_1} \right)^2 + \left(\frac{n\pi}{2\alpha_2} \right)^2;$$

$$G_{mn}^{33} = \frac{12\delta_m \delta_n}{\alpha_1 \alpha_2 h^2} \frac{\Delta_{mn}^2}{\theta_{mn}}; \nabla_{mn} = k_1 \left(\frac{n\pi}{2\alpha_2} \right)^2 + k_2 \left(\frac{m\pi}{2\alpha_1} \right)^2;$$

$$P_{mn} = (1+\nu)\nabla_{mn} + (k_1 - k_2)\Delta_{mn};$$

$$Q_{mn} = (1+\nu)\nabla_{mn} + (k_2 - k_1)\Delta_{mn};$$

$$\delta_m = \begin{cases} 1/2, & \text{при } m=0; \\ 1, & \text{при } m>0; \end{cases} \quad \delta_n = \begin{cases} 1/2, & \text{при } n=0; \\ 1, & \text{при } n>0. \end{cases} \quad (8)$$

Щільність потенціалу $\mu(\xi)$ із (1) визначається інтегральним рівнянням [3]

$$\int_L K(\eta, \xi) \mu(\xi) d\xi L = \Psi(\eta) - \tilde{V}^0(\eta), \quad (9)$$

де $K(\eta, \xi) = \Re \left(\frac{\partial}{\partial n} \right) Q(\eta, \xi);$

$$\Re \left(\frac{\partial}{\partial n} \right) = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial n} \end{pmatrix}; \quad \mu(\xi) = \begin{pmatrix} \mu_1 \\ \mu_2 \\ \mu_3 \\ \mu_4 \end{pmatrix}; \quad \Psi(\eta) = \begin{pmatrix} \Psi_1 \\ \Psi_2 \\ \Psi_3 \\ \Psi_4 \end{pmatrix};$$

$$\tilde{V}^0(\eta) = \begin{pmatrix} U_1^0|_L \\ U_2^0|_L \\ W^0|_L \\ \frac{\partial W^0}{\partial n}|_L \end{pmatrix};$$

$n = n(x_1, x_2)$ – зовнішня нормаль до контуру L .

Нехай як приклад контур L є еліпсом. Тоді він задається рівняннями $\xi_1 = a \cos \varphi$ $\xi_2 = b \sin \varphi$. Якщо розглядати напружено-деформований стан симетричний відносно координатних осей, з початком координат у центрі розглянутої оболонки, то з (9) одержимо таке інтегральне рівняння:

$$4 \int_0^{\pi/2} K(\eta(t), \xi(\varphi)) \mu(\xi(\varphi)) \sqrt{a^2 \sin^2 \varphi + b^2 \cos^2 \varphi} d\varphi = \Psi(\eta(t)) - \tilde{V}^0(\eta(t)), \quad (10)$$

яке можна апроксимувати системою лінійних алгебраїчних рівнянь за наступною схемою:

$$\frac{2\pi}{N} \sum_{j=0}^{N-1} K(\eta(t_i), \xi(\varphi_j)) \mu(\xi(\varphi_j)) \sqrt{a^2 \sin^2 \varphi_j + b^2 \cos^2 \varphi_j} = \Psi(\eta(t_i)) - \tilde{V}^0(\eta(t_i)). \quad (11)$$

Треба відзначити, що задача (10), що є інтегральним рівнянням Фредгольма першого роду, належить, як відомо, до класу некоректно поставлених задач. В цьому випадку доцільне застосування регуляризації (за Тихоновим) для її оптимізації і розв'язання. Згадана проблема, зокрема, досліджувалася автором у роботі [9].

Розв'язок системи (11) дозволяє визначити невідомі коефіцієнти U_{mn}^1 , U_{mn}^2 , W_{mn} у виразах переміщень (4).

Інші характеристики напружено-деформованого стану можна обчислити за формулами [10]:

$$\varepsilon_{x1} = \frac{\partial U_1}{\partial x_1} - k_1 W - \frac{\partial^2 W}{\partial x_1^2} z, \quad \varepsilon_{x2} = \frac{\partial U_2}{\partial x_2} - k_2 W - \frac{\partial^2 W}{\partial x_2^2} z,$$

$$\sigma_{x1} = \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_{x1} + \nu \varepsilon_{x2}),$$

$$\sigma_{x2} = \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_{x2} + \nu \varepsilon_{x1}), \quad \tau_{\max} = (\sigma_1 - \sigma_3)/2, \quad (12)$$

де ε_{x1} , ε_{x2} – складові лінійної деформації оболонки, z – відстань від серединної поверхні до точки оболонки, в якій обчислюються деформації і напруження, σ_{x1} , σ_{x2} – нормальні напруження, τ_{\max} – максимальне дотичне напруження, σ_1 , σ_3 – найбільше та найменше головні напруження відповідно.

Обчислювальні результати та їх аналіз

Як приклад застосування викладеного вище методу розрахунку розглянемо статичне деформування пологої оболонки з двома круговими отворами з виконанням умов Нав'є на контурі, розташованому на деякій відстані від зовнішньої межі оболонки, за умови, що на межі контуру отвору L задано умови жорсткого затиснення, тобто

$$U_1|_L = 0, \quad U_2|_L = 0, \quad W|_L = 0, \quad \frac{\partial W}{\partial n}|_L = 0.$$

Нехай вхідні параметри мають такі значення (в безрозмірних величинах): $\nu = 0,25$, $E/q_z = -4/3 \cdot 10^7$,

$$2\alpha_1/h = 50, \quad 2\alpha_2/h = 25, \quad 2a/h = 2b/h = 10,$$

$$k_1 \cdot h = k_2 \cdot h = 0,01, \quad q_{x1} = q_{x2} = 0.$$

Розраховані за викладеною вище схемою характеристики напружено-деформованого стану досліджуваної пологої оболонки з отворами зображені на рис. 1–3. Пунктирною лінією на цих рисунках позначено контур оболонки (не зовнішній), на якому за допомогою виразів (4) і відповідного вибору гармонік (m , n) виконуються крайові умови Нав'є. Відстань від згаданого контуру до зовнішньої межі оболонки дорівнює п'яти одиницям. Така ситуація виникла в реальній конструкції, що розраховувалася на міцність. Зовнішнє нормальне навантаження діяло тільки в області, що обмежена пунктирною лінією. На пунктирній лінії виконуються умови Нав'є, а на зовнішньому контурі умови залежать від умов Нав'є на пунктирному контурі й від характеру прикладення навантажень у робочій області, проте вони не враховувалися при розрахунках. Фактично ця нависаюча ділянка не була робочою зоною і напруження й деформації там не становлять практичного інтересу. Звичайно, там виникають деякі напруження, але, зважаючи на все, вони не можуть бути істотними і суттєво впливати на загальну картину деформування. Деформації ж були апроксимовані за допомогою рядів виду (4), що фізично є цілком правдоподібним (див. рис. 1).

Аналізуючи отримані результати, можна відзначити, що як максимальні нормальні, так і максимальні дотичні напруження концентруються не тільки біля отворів, чого і треба було очікувати, оскільки на їх межах обрано умови жорсткого затиснення, а і в зоні, яка знаходиться посередині між двома отворами (див. рис. 2–3). Це можна пояснити, зокрема, сумісним впливом геометрії оболонки і обраними умовами Нав'є на лінії, що позначена пунктиром. Найменша ж концентрація згаданих вище напружень спостерігається біля лінії, позначеної пунктиром, що можна пояснити виконанням на ній умов Нав'є.

Відзначимо, що застосований спосіб розрахунку статичного деформування досліджуваного об'єкта дозволяє досягнути високої точності при утриманні певного числа гармонік (m , n) у виразах (4), (5). А саме точність виконання умов Нав'є на згаданому вище не зовнішньому контурі забезпечується вибором $m, n = 1, 3, \dots, 31$. При цьому максимальна відносна похибка обчислень не перевищує 0,8 %.

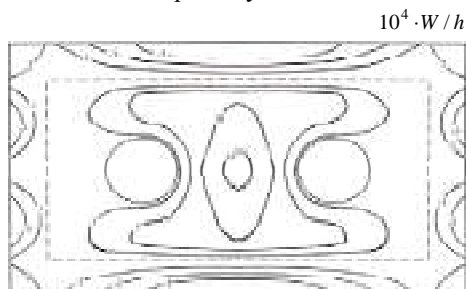


Рис. 1. Нормальні прогини

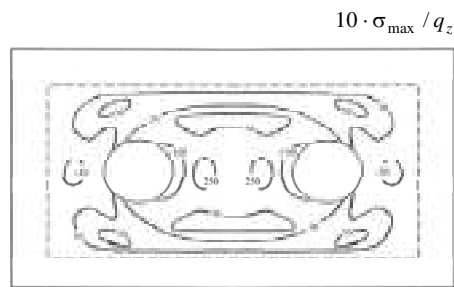


Рис. 2. Максимальні нормальні напруження

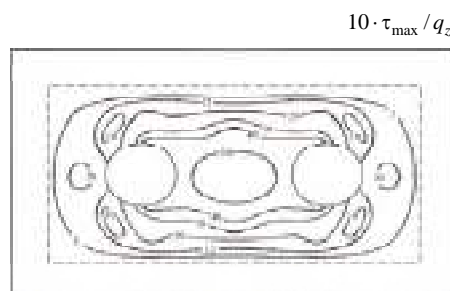


Рис. 3. Максимальні дотичні напруження

Список літератури

1. Гавеля С. П. Решение некоторых граничных задач теории оболочек / С. П. Гавеля, Ю. А. Мельников, И. А. Давыдов. – Днепропетровск : Изд-во ДГУ, 1971. – 53 с.
2. Гавеля С. П. Метод построения матриц типа Грина для составных оболочек / С. П. Гавеля // Докл. АН УССР. – Сер. А. – 1981. – № 9. – С. 12–17.
3. Гавеля С. П. Некоторые граничные задачи для пологих оболочек с отверстиями / С. П. Гавеля // Динамика и прочность машин. – Харьков, 1966. – Вып. 3. – С. 33–37.
4. Гавеля С. П. О вычислении матриц Грина статических задач теории пологих оболочек / С. П. Гавеля // Изв. ВУЗов, Математика. – 1980. – № 12. – С. 3–9.
5. Гавеля С. П. Периодические задачи для пологих оболочек произвольной кривизны с отверстиями / С. П. Гавеля // Докл. АН УССР. – Сер. А. – 1969. – № 8. – С. 226–229.
6. Левчук С. А. Расчет напряженно-деформированного состояния элементов сложных технических конструкций / С. А. Левчук. – Запорожье, 1997. – 24 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.06.97, № 447. – Ук97.
7. Левчук С. А. Розрахунок напружено-деформованого стану пологих оболонок з отворами за допомогою матриць Гріна / С. А. Левчук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 102–106.
8. Власов В. З. Общая теория оболочек и ее приложения в технике / В. З. Власов. – М., 1949. – 707 с.
9. Левчук С. А. Дослідження доцільності застосування тихоновського стабілізатора до розв'язання інтегрального рівняння Фредгольма першого роду в задачі про розрахунок статичного деформування пологих оболонок з отворами / С. А. Левчук // Вісник Запорізького державного університету. Сер. Фізико-математичні науки. – Запоріжжя, 2005. – № 1. – С. 29–33.
10. Прочность, устойчивость, колебания. Т. 2 / [под общей редакцией И. А. Биргера, Я. Г. Пановка]. – М. : Машиностроение, 1968. – 464 с.

Одержано 22.01.2019

Левчук С.А., Хмельницький А.А. Применение матриц типа Грина для расчета напряженно-деформированного состояния пологих оболочек с отверстиями

Цель работы. Рассчитать напряженно-деформированное состояние пологих оболочек с отверстиями с помощью специально построенных матриц типа Грина.

Методы исследования. Аппараты двойных тригонометрических рядов Фурье интегральных уравнений Фредгольма, матриц типа Грина.

Полученные результаты. Было рассмотрено статическое деформирование полой оболочки с двумя круговыми отверстиями с выполнением условий Навье на контуре, расположенном на некотором расстоянии от внешней границы оболочки, при условии, что на границе отверстия заданы условия жесткого защемления. Анализируя полученные результаты можно отметить, что как максимальные нормальные, так и максимальные касательные напряжения концентрируются не только возле отверстий, чего и следовало ожидать, поскольку на них выбраны условия жесткого защемления, а и в зоне, которая находится посередине между двумя отверстиями. Наименьшая же концентрация упомянутых выше напряжений наблюдается возле линии, на которой выполнены условия Навье.

Научная новизна. Метод расчета пологих оболочек с отверстиями, который был разработан раньше, обобщен на случай, когда условия Навье выполнены не на внешнем контуре полой оболочки, а на некотором расстоянии от него.

Практическое значение. Исследуемая задача моделирует явления, которые происходят, в частности, при деформировании элементов вулканизационного оборудования. Полученные результаты позволяют выявить особенности работы элементов конструкции сложной структуры и, в конечном счете, повысить ее эффективность путем оптимизации параметров составных частей.

Ключевые слова: полая оболочка с отверстием, напряженно-деформированное состояние, матрица типа Грина, плотность потенциала.

Levchuk S., Khmelnytskyi A. Application of matrix of Green's type for calculation strainly-deformed state of the sloping shells with holes

Purpose. Calculate the strainly-deformed state of shallow shells with holes using specially constructed Green-type matrices.

Research methods. Devices of double trigonometric Fourier series of Fredholm integral equations, matrices of Green type.

Results. The static deformation of a shallow shell with two circular holes with the fulfillment of the Navier conditions on the contour is considered. The contour is located at some distance from the outer boundary of the shell. At the border of the hole, the conditions of rigid pinching are specified. Analyzing the obtained results, it can be noted that both the maximum normal and maximum tangential stresses are concentrated not only near the holes, but also in the zone, which is located in the middle between the two holes. The lowest concentration of the above-mentioned stresses is observed near the line on which the Navier conditions are fulfilled.

Scientific novelty. The method of calculating shallow shells with holes, which was developed earlier, is generalized to the case when the Navier conditions are not satisfied on the outer contour of the shallow shell, but at some distance from it.

Practical value. The investigated task models the phenomena that occur, in particular, during the deformation of elements of the vulcanization equipment. The results obtained make it possible to clarify the features of the operation of structural elements of a complex structure and to increase its efficiency by optimizing the parameters of the component parts.

Key words: sloping shell with hole, strainly-deformed state, matrix of Green's type, density of potential.

Акимов Д. В.¹, д-р техн. наук Грищак В. З.², д-р техн. наук Гоменюк С. И.²,
канд. техн. наук Чопоров С. В.², д-р техн. наук Дегтярев А. В.¹, Дегтяренко П. Г.³,
канд. техн. наук Клименко Д. В.¹, канд. техн. наук Ларионов И. Ф.¹,
канд. техн. наук Сиренко В. Н.¹

¹ Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное», г. Днепр

² Запорожский национальный университет, г. Запорожье

³ Государственное космическое агентство, г. Киев

ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТОПЛИВНОГО БАКА ТРЕТЬЕЙ СТУПЕНИ РАКЕТОНОСИТЕЛЯ

Цель работы. Сравнение результатов численного и экспериментального исследования напряженно-деформированного состояния топливного отсека 3-й степени ракетноносителя.

Методы исследования. Исследование напряженно-деформированного состояния топливного бака проводилось экспериментальными и численными методами с помощью оболочечных и пространственных конечных элементов.

Полученные результаты. Определены значения разрушающих напряжений и расположение зон разрушения топливного бака при действии комбинированной внутренней нагрузки. Проведен сравнительный анализ результатов экспериментального и численного исследований.

Научная новизна. Впервые предложена и реализована экспериментальная методика определения разрушающих нагрузок для топливного отсека 3-й степени ракетноносителя при действии комбинированной нагрузки. Приведены два конечно-элементных подхода определения напряженно-деформированного состояния и разрушающих нагрузок топливного бака на основе двух типов элементов – оболочечных и пространственных.

Практическая ценность. Предложенная экспериментальная и численная методики определения разрушающих напряжений могут быть использованы как для исследованного топливного бака, так и других аналогичных конструкций. Хорошая сходимость результатов эксперимента и численных расчетов позволяет в процессе проектирования новых конструкций уменьшить количество дорогостоящих экспериментальных исследований и заменить их компьютерным моделированием.

Ключевые слова: ракетноноситель, топливный отсек, напряженно-деформированное состояние, комбинированное нагружение, метод конечных элементов, QFEM.

Введение

Повышение конкурентоспособности разрабатываемых ракетноносителей (РН) требует постоянного совершенствования процесса их проектирования с использованием современного математического и программного обеспечения и, в первую очередь, систем автоматизации инженерных расчетов и анализа (CAE) [1], позволяющих автоматизировать анализ процессов деформирования и разрушения сложных инженерно-технических конструкций, эксплуатируемых в экстремальных условиях. При проектировании аэрокосмической техники широко применяются такие достаточно универсальные CAE, как ANSYS [2], PATRAN [3], NASTRAN [4] и др. [5]. Однако, для выполнения нестандартных видов расчетов, например, исследования конструкций из новых композиционных материалов, а также для верификации полученных численных результа-

тов, возникает необходимость разработки специализированного математического и программного обеспечения. Особенно это актуально для снижения издержек проектирования РН путем уменьшения количества физических (особенно разрушающих) испытаний и замены их на соответствующий численный эксперимент.

В данной работе проведено сравнение результатов численного и экспериментального исследований напряженно-деформированного состояния (НДС) топливного отсека (ТО) 3-й степени РН. ТО является тонкостенной сварной конструкцией, состоящей из верхнего сферического сегмента, цилиндрической части с нижним сферическим сегментом верхней и нижней конической части. Цилиндрическая и коническая части соединены между собой силовыми распорными шпангоутами. Анализ НДС ТО выполнялся численно с помощью

системы NASTRAN, экспериментально на специализированном стенде, а также с использованием конечно-элементного пакета QFEM [6].

В работе предложены различные конечно-элементные модели ТО, представлены полученные распределения полей деформаций и напряжений, дана оценка сходимости результатов расчетов, с данными проведенных статических испытаний. Результаты расчета с использованием пакета конечно-элементного анализа NASTRAN по методике, разработанной специалистами ГП «КБ «Южное», имеют удовлетворительную сходимость с данными по деформациям и перемещениям, полученными при проведении наземной экспериментальной отработки отсеков, а также с соответствующими расчетами, выполненными в Запорожском национальном университете с помощью пакета QFEM.

Постановка задачи

При создании многоступенчатых ракет часто возникает задача оценки прочностных характеристик ТО различных ступеней. При разработке РН «Циклон-4» перед КБ «Южное» возникла задача определения критических нагрузок, при которых возникнет разрушение ТО 3-й ступени. Его конструктивная схема (рис. 1) представляет собой тонкостенную сварную конструкцию, состоящую из верхнего сферического сегмента, цилиндрической части с нижним сферическим сегментом

(емкость окислителя), верхней и нижней конической части (емкость горючего), соединенных между собой силовыми распорными шпангоутами. Конструкционный материал емкостей – алюминиевый сплав.

Данная конструкция нагружалась избыточным внутренним давлением в соответствии со схемой нагружения, представленной на рис. 2. Необходимо определить фактическую несущую способность ТО при условии, что материал, из которого он сделан, удовлетворяет следующим свойствам: модуль Юнга – 6,5 МПа, коэффициент Пуассона – 0.3. Механические свойства ТО соответствуют экспериментально полученным значениям, приведенным в табл. 1.

Численный расчет ТО 3-й ступени ракеты на действие максимального внутреннего давления с помощью системы NASTRAN

Для расчета прочности ТО 3-й ступени с помощью препроцессора системы NASTRAN была построена конечно-элементная модель, состоящая из оболочечных конечных элементов типа «Plate» (рис. 3).

Данная расчетная модель нагружалась в соответствии со схемой, представленной на рис. 2. Полученные численные результаты приведены в табл. 2, их графическая интерпретация, полученная с помощью постпроцессора системы NASTRAN, изображена на рис. 4, 5.

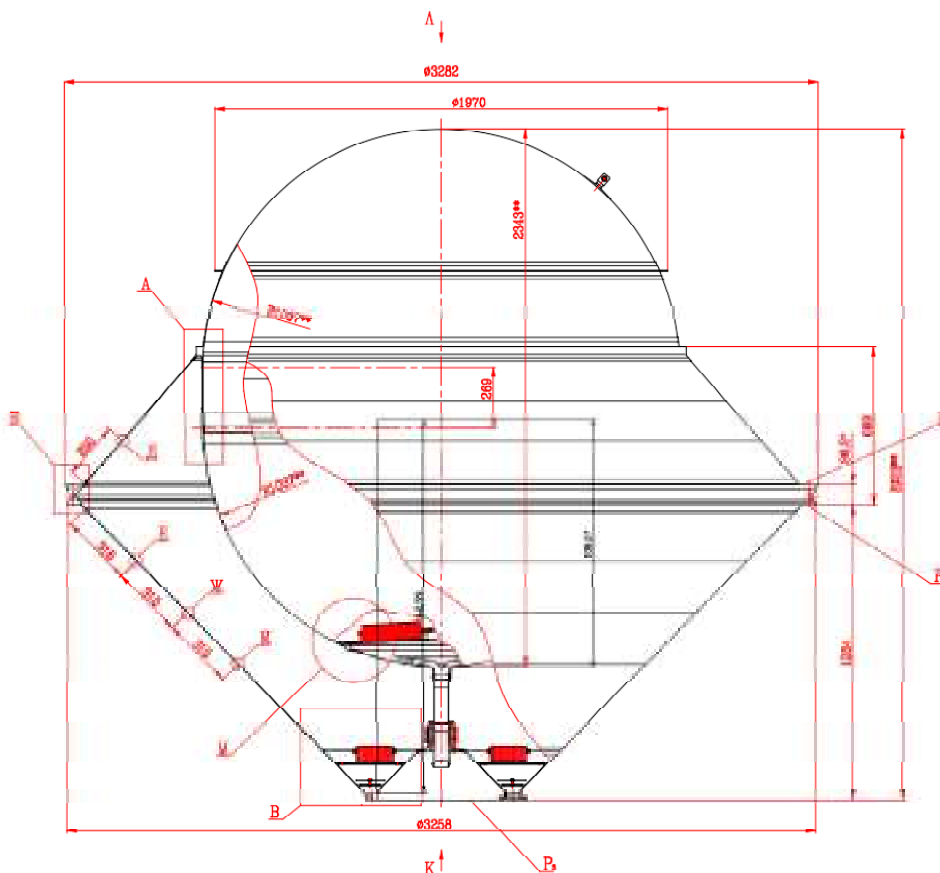


Рис. 1. Схема ТО 3-й ступени РН «Циклон-4»

Таблица 1 – Экспериментально полученные механические свойства материала ТО

| № | Напряжения $\sigma \times 10^8$, Па | Деформации $\epsilon \times 10^{-2}$ |
|----|--------------------------------------|--------------------------------------|
| 1 | 0,00 | 0,00 |
| 2 | 1,30 | 0,20 |
| 3 | 1,40 | 0,24 |
| 4 | 1,50 | 0,30 |
| 5 | 1,60 | 0,40 |
| 6 | 1,70 | 0,55 |
| 8 | 1,90 | 1,30 |
| 9 | 2,00 | 1,50 |
| 10 | 2,10 | 2,48 |
| 11 | 2,20 | 3,20 |
| 12 | 2,30 | 3,61 |
| 13 | 2,70 | 5,00 |
| 14 | 3,09 | 10,00 |
| 15 | 3,30 | 15,00 |

Испытания ТО 3-й ступени

Физическим испытаниям подвергалась опытная конструкция (ОК) ТО 3-й ступени в сборе. Нагружение ТО 3-й ступени производилось внутренним избыточным давлением P_o, P_r . Нагрузки прикладывались в последовательности: P_o, P_r . Сборка устанавливалась вертикально на технологическую подставку, закрепленную на силовом полу. Крепление верхнего шпангоута клепанной части ТО в сборе к технологической подставке осуществлялось технологическим крепежом, по геометрии и прочности соответствующему штатному.

Общий вид испытательной установки представлен на рис. 6. Перед испытанием для проверки функционирования систем нагружения и измерения конструкция опрессовывалась нагрузками, соответствующими 50 % эксплуатационных значений.

При проведении испытания этапы №№ 1–6 соответствовали стадиям нагружения в соответствии с табл. 3.

В таблице использованы следующие обозначения: P_o^{prog}, P_r^{prog} – программные значения избыточного внутреннего давления в баках «О» и «Г» соответственно; $P_o^{real.}, P_r^{real.}$ – реализованные значения избыточного внутреннего давления в баках «О», «Г» соответственно.

На этапе № 4 конструкция выдерживалась под давлением в течении 5 минут. После выдержки нагружение продолжалось этапами таблицы нагружения до расчетных значений (этап № 6) с регистрацией давлений и относительных деформаций. При достижении расчетных значений таблицы нагружения внешним осмотром видимых изменений в конструкции не отмечено. Далее производилось нагружение конструкции до разрушения этапами, равными по величине первому. При достижении нагрузок $P_o = 11,77$ атм и $P_r = 6,782$ атм произошло разрушение бака «О». Численные и реализованные значения нагрузок приведены в табл. 2.

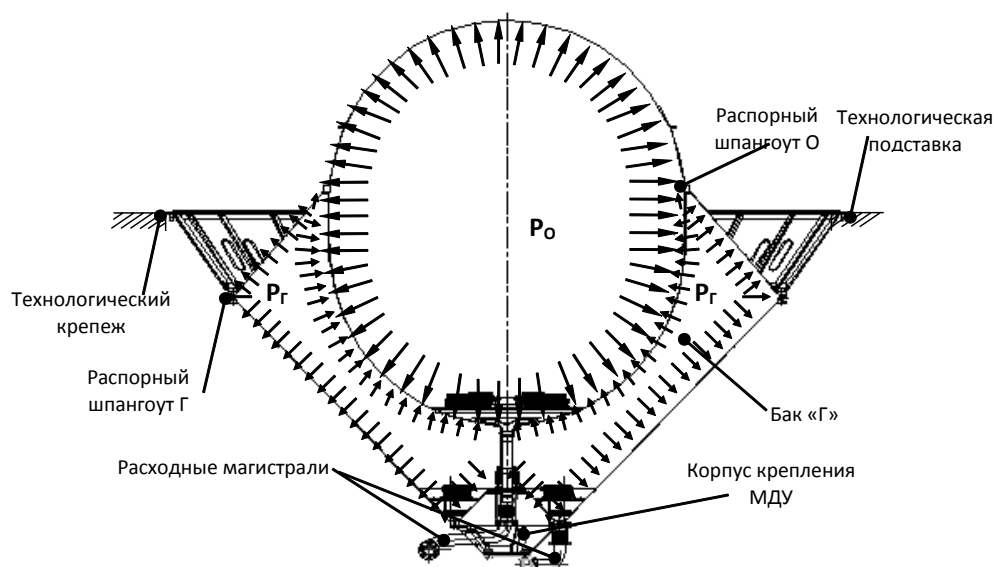


Рис. 2. Схема нагружения сборки ТО 3-й ступени

Примечание. Этап № 4 соответствовал эксплуатационным нагрузкам, этап № 6 соответствовал расчетным нагрузкам.

Результаты испытаний приведены в таблице 4.

В таблице использованы следующие обозначения: P_o , P_r – расчетные значения избыточного внутреннего давления в емкости «О» и в емкости «Г» соответственно; $P_o^{исп.}$, $P_r^{исп.}$ – максимальные значения избыточного

внутреннего давления при испытаниях в емкости «О» и в емкости «Г» соответственно; h_o , h_r – минимальные коэффициенты запаса прочности, реализованные при испытаниях.

На рис. 7–9 приведены фотографии процесса и места разрушения ТО 3-й ступени, полученные на разных этапах эксперимента.

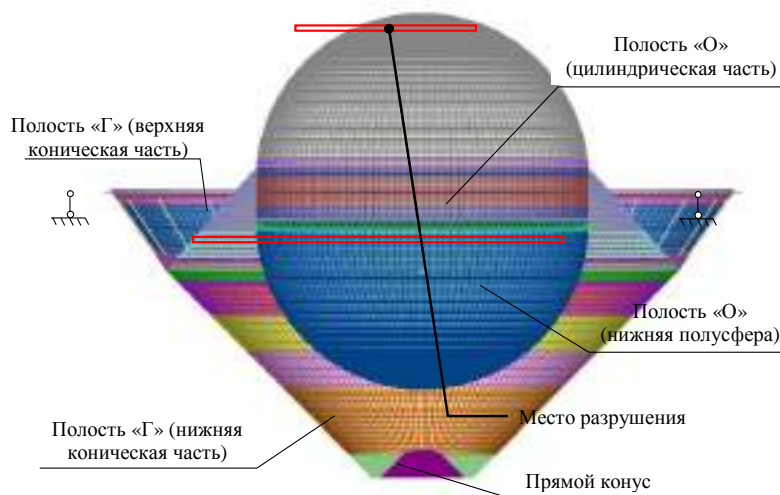


Рис. 3. Конечно-элементная модель топливного отсека в сборе

Таблица 2 – Результаты расчета прочности ТО 3-й ступени в NASTRAN

| Элемент конструкции ТО | $\sigma_{пред.}$ | $\sigma_{расч.}$ | η |
|------------------------|------------------|------------------|--------|
| Бак «О» | 3550 | 3628 | 0,97 |
| Бак «Г» | 4200 | 4189 | 1,00 |

Примечание. В табл. 2 использованы следующие обозначения: $\sigma_{пред.}$ – предельные напряжения материала бака «О» и «Г» соответственно; $\sigma_{расч.}$ – расчетные напряжения бака «О» и «Г» соответственно; η – коэффициенты запаса прочности по расчету.

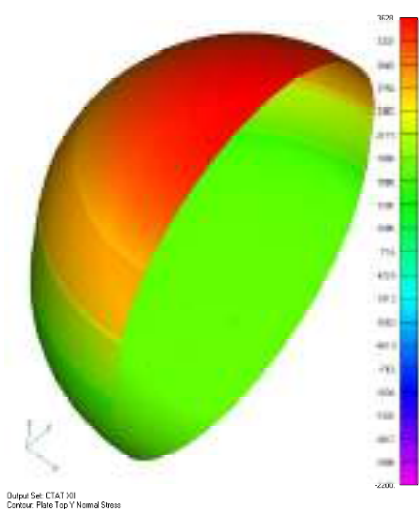


Рис. 4. Максимальные расчетные напряжения в баке «О» при действии испытательного избыточного внутреннего давления $P^{исп} = 11,77$ атм

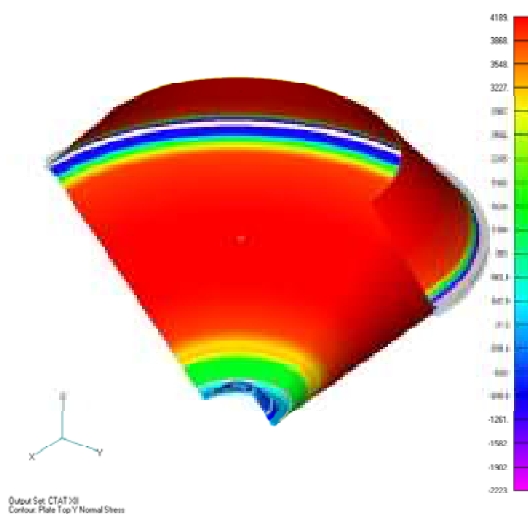


Рис. 5. Максимальные расчетные напряжения в баке «Г» при действии испытательного избыточного внутреннего давления $P^{исп} = 6,782$ атм

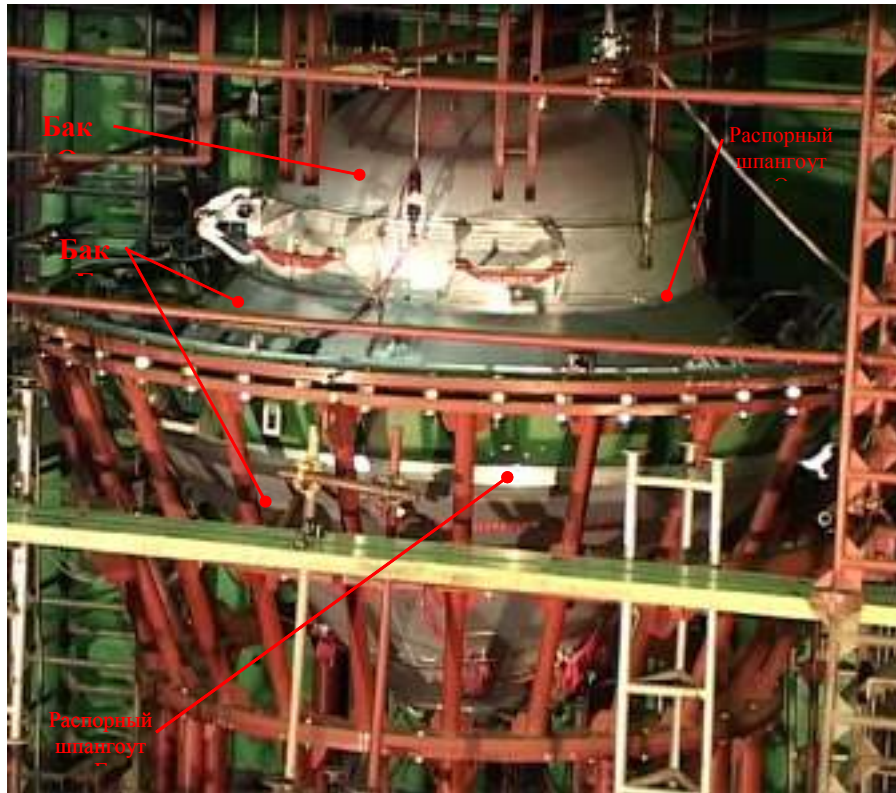


Рис. 6. Общий вид испытательной установки

Таблица 3 – Нагружение ТО 3-й ступени максимальным избыточным внутренним давлением (программные и испытательные значения), атм

| Этапы нагружения | 1* | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 7* |
|----------------------|------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|------|--------------|
| $P_o^{\text{прог.}}$ | 0,18 | 1,6 | 3,2 | 4,8 | 6,5 | 8,1 | 9,8 | 11,4 | – |
| $P_o^{\text{реал.}}$ | 0,20 | 1,6 | 3,3 | 4,9 | 6,5 | 8,1 | 9,8 | 11,5 | 11,77 |
| $P_r^{\text{прог.}}$ | 0,10 | 1,0 | 1,9 | 2,8 | 3,8 | 4,8 | 5,7 | 6,7 | – |
| $P_r^{\text{реал.}}$ | 0,10 | 1,0 | 1,9 | 2,8 | 3,8 | 4,8 | 5,7 | 6,7 | 6,782 |

Таблица 4 – Результаты испытаний ТО 3-й ступени при нагружении максимальным избыточным внутренним давлением, атм

| Расчетные значения давлений | | Испытательные значения давлений | | η_o , – | η_r , – |
|-----------------------------|-------|---------------------------------|---------------------|-----------------|-----------------|
| P_o | P_r | $P_o^{\text{исп.}}$ | $P_r^{\text{исп.}}$ | | |
| 9,8 | 5,7 | 11,77 | 6,782 | 1,20 | >1,18 |



Рис. 7. Начало процесса разрушения ТО 3-й ступени

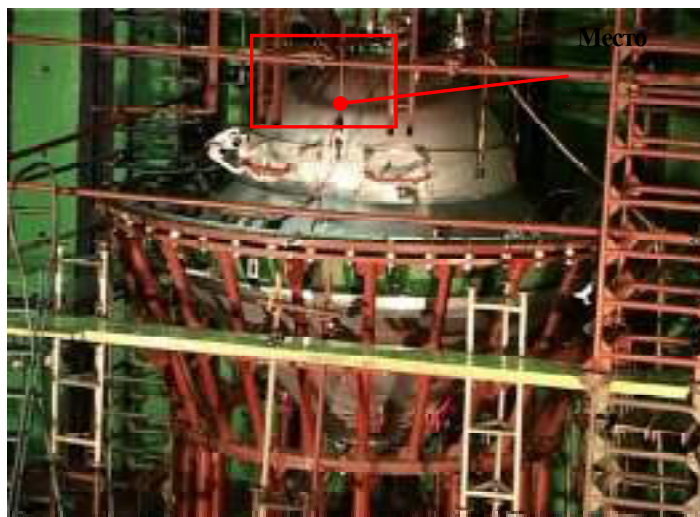


Рис. 8. Разрушение ТО 3-й ступени



Рис. 9. Место разрушения ТО 3-й ступени

Численный расчет ТО 3-й ступени РН с помощью системы QFEM

Для альтернативного расчета прочности ТО 3-й ступени РН с помощью препроцессора системы QFEM была построена конечно-элементная модель, состоящая из пространственных конечных элементов типа «Tetrahedron», приведенная на рис. 10 (из соображений симметрии модель была построена для четверти ТО, границы элементов не изображены). Модель состоит из 7432 узлов и 22282 конечных элементов.

В результате выполнения расчета было получено значение внутреннего разрушающего давления 6,37 атм. Пример визуализации распределения интенсивности напряжений, полученный при одном из режимов нагружения, изображен на рис. 11.

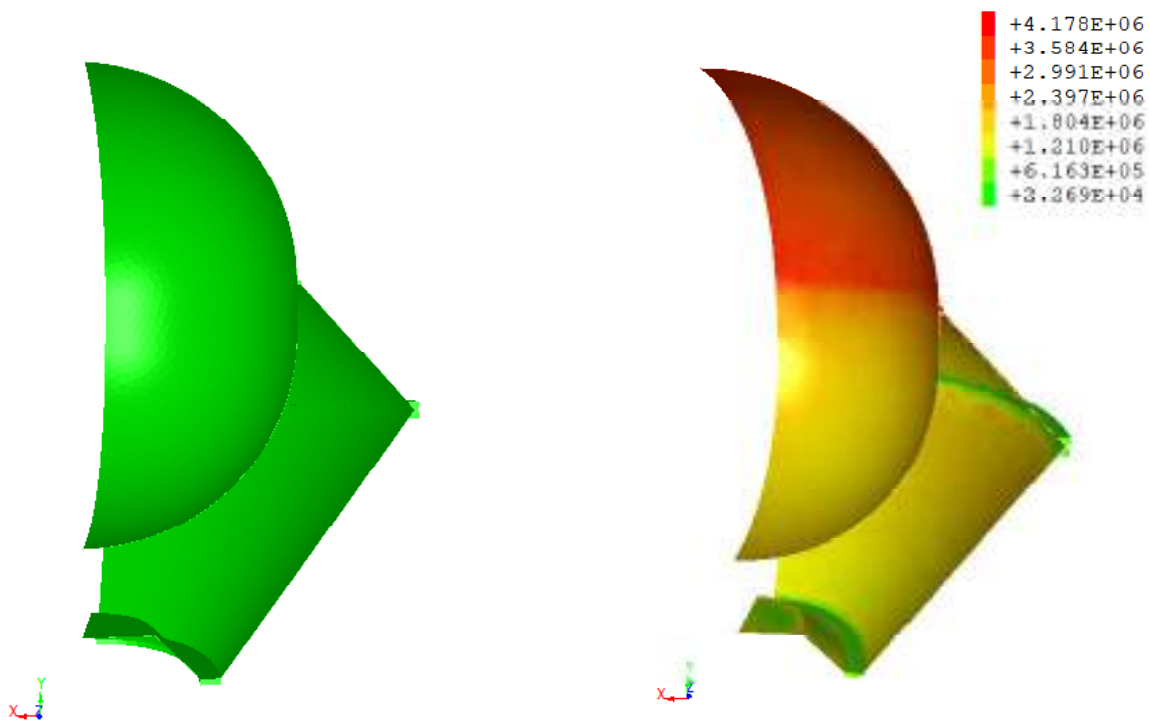


Рис. 10. Конечно-элементная модель, построенная с помощью QFEM

Рис. 11. Распределение интенсивности напряжений по ТО

Выводы

Представленные результаты численного и экспериментального исследования напряженно-деформированного состояния конструкции топливного отсека 3-й ступени ракетносителя «Циклон-4» подтверждают правильность и эффективность выбранной математической модели и метода анализа при заданном критическом нагружении. В работе сформулирован основной подход к математическому моделированию силовых элементов ракетно-космической техники, обеспечивающий возможность определения разрушающих и предельных нагрузок, без проведения наземной экспериментальной обработки.

Список литературы

1. CAE-системы. Анализ. Автоматизация инженерных расчетов. URL: <http://insoftmach.ru/CAE.html>
2. Engineering Simulation & 3-D Design Software | ANSYS. URL: <https://www.ansys.com/>
3. Patran – Интегрирующая среда для систем анализа, моделирования и проектирования на основе универсального графического пользовательского интерфейса. URL: <http://www.mscsoftware.ru/products/patran>
4. MSC Nastran. Расчет и оптимизация конструкций. URL: <http://www.mscsoftware.ru/products/msc-nastran>
5. Kurowski P. M. Engineering Analysis with SOLIDWORKS Simulation 2017. SDC Publications, 2017. 352 p.
6. QFEM. FEM Solver. URL: <https://github.com/SeregaGomen/QFEM>

Одержано 15.01.2018

Акімов Д.В., Грищак В.З., Гоменюк С.І., Чопоров С.В., Дегтярев О.В., Дегтяренко П.Г., Клименко Д.В., Ларіонов І.Ф., Сіренко В.М. Чисельно-експериментальний аналіз напружено-деформованого стану паливного баку третьої ступені ракетносія

Мета роботи. Порівняння результатів чисельного та експериментального дослідження напружено-деформованого стану паливного відсіку 3-ої ступені ракетносія.

Методи дослідження. Дослідження напружено-деформованого стану паливного баку проводилося експериментальними та числовими методами за допомогою оболонкових та просторових скінченних елементів.

Отримані результати. Визначено значення руйнівних напружень та розташування зон руйнування паливного баку при дії комбінованого внутрішнього навантаження. Проведено порівняльний аналіз результатів експериментального та чисельного досліджень.

Наукова новизна. Вперше запропоновано й реалізовано експериментальну методику визначення руйнівних навантажень для паливного відсіку 3-ої ступені ракетносія при дії комбінованого навантаження. Наведено

два скінченно-елементні підходи визначення напружено-деформованого стану та руйнівних навантажень паливного баку на основі двох типів елементів – оболонкових та просторових.

Практична цінність. Запропонована експериментальна та чисельна методика визначення руйнівних напружень може бути використана як для дослідженого паливного баку, так і інших аналогічних конструкцій. Гарна збіжність результатів експерименту та чисельних розрахунків дозволяє в процесі проектування нових конструкцій зменшити кількість дорогих експериментальних досліджень і замінити їх комп'ютерним моделюванням.

Ключові слова: ракетносії, паливний відсік, напружено-деформований стан, комбіноване навантаження, метод скінченних елементів, QFEM.

Akimov D., Gristchak V., Gomenyuk S., Choporov S., Degtyarev A., Degtiarenko P., Klimenko D., Larionov I., Sirenko V. Numerical-experimental analysis of the stress-strain state of the third stage fuel tank of the launch vehicle

Purpose. To compare the results of numerical and experimental studies of the stress-strain state of the fuel compartment of the 3rd degree launch vehicle.

Research methods. The study of the stress-strain state of the fuel tank was carried out by experimental and numerical methods using shell and solid finite elements.

Results. The values of destructive stresses and the location of the zones of destruction of the fuel tank under the action of the combined internal load are determined. A comparative analysis of the results of experimental and numerical studies are carried out.

Scientific novelty. For the first time, an experimental method was proposed and implemented to determine the destructive loads for the fuel chamber of the 3rd degree of a launch vehicle under the action of a combined load. Two finite element approaches for determining the stress-strain state and destructive loads of the fuel tank based on two types of elements – shell and solid are given.

Practical value. The proposed experimental and numerical methods for the determination of destructive stresses can be used for both the investigated fuel tank and other similar structures. The good convergence of experimental results and numerical calculations allows in the process of designing new constructions to reduce the number of expensive experimental studies and replace them with computer simulation.

Key words: launch vehicle, fuel tank, stress-strain state, combined loading, finite element method, QFEM.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА ТА ВИКОРИСТАННЯ КЕРАМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

Композиційні матеріали сьогодні є одним з найзатребуваніших матеріалів сучасного промислового виробництва. Шляхом зміни складу і властивостей компонентів композиційного матеріалу (матриці й наповнювача, їх співвідношення, орієнтації наповнювача тощо) можна отримати будь-які вироби із заздалегідь заданими технологічними та експлуатаційними властивостями.

За матеріалом матриці композиційні матеріали поділяються на полімерні (ПКМ), металеві (МКМ) і керамічні (ККМ). Сьогодні найбільше поширення мають ПКМ (до 80 % виробів за масою), на другому місці – МКМ. Сучасним керамічним композиційним матеріалам приділяється значно менше уваги [1, 2].

Керамічні, або керамоматричні, композиційні матеріали створюються шляхом суміщення керамічної матриці з вуглецевими волоконними або іншими армувальними компонентами. Порівняно з МКМ вони мають низку переваг: невелика густина при високій міцності, хімічна інертність, високі жаростійкість і жароміцність, зносостійкість та теплоізоляційна здатність, стійкість до дефектів мікроструктури та ін. Такі властивості дозволяють використовувати ККМ з високою надійністю в експлуатації при високих температурах та за умови статичних, вібраційних і ударних навантажень [3].

Як *матрицю* для ККМ використовують різноманітні керамічні матеріали на основі оксидів (Al_2O_3 , ZrO_2 , SiO_2), карбідів (SiC , TiC , B_4C), нітридів (Si_3N_4 , AlN , BN), боридів (TiB_2 , ZrB_2) та ін. Проте найбільше практичне застосування отримали композити з карбидокремнієвою матрицею [2, 3].

Новим напрямком у застосуванні ККМ є використання склокристалічної (ситалової) матриці. Її перевага полягає у тому, що формування заготовок відбувається при порівняно низьких температурах. При подальшому термообробленні у матриці відбувається спрямована кристалізація, наслідком якої є підвищення робочих температур ККМ (до $1250\text{ }^\circ\text{C}$) [3].

Ще одним напрямком є створення керамічних матриць на основі керамотвірних полімерів. Для їх отримання використовують полімерні сполучники типу полікарбосиланів та полісілазанів. Керамічні залишки, які утворюються внаслідок піролізу в інертному середовищі, заповнюють міжволокнистий простір і захищають волокна від окиснення. Правда, для отримання щільного виробу за такою технологією необхідне багаторазове проведення рідиннофазного просочування з повторними процесами піролізу [3].

Як *наповнювачі* керамічної матриці гарний результат показали високоміцні безперервні і дискретні карбидокремнієві та вуглецеві волокнисті матеріали (волокна, нитки, стрічки, джгути тощо) і ультрадисперсні керамічні сполуки, зокрема порошки SiC , Si_3N_4 , Al_2O_3 . У деяких випадках (наприклад, при створенні теплоізоляційних ККМ) кращий результат дає використання дисперсних наповнювачів типу карбіду кремнію. А при використанні для армування вуглецевого джгута можна отримати досить високі міцнісні характеристики композиту: $\sigma_B = 3000\text{ МПа}$, $E = 230\text{ ГПа}$ при $\rho = 1,75\text{ г/см}^3$ [2].

Процес виробництва волокон карбіду кремнію дуже складний, що обмежує можливості їх використання. Крім того, для цих волокон існує необхідність розроблення системи покриттів, які дозволять регулювати взаємодію наповнювача і матриці на міжфазних межах.

Технологія виготовлення виробів з ККМ – досить складний і тривалий процес. Її основа – ущільнення і просочування волокнистого наповнювача або пористої основи матричним матеріалом. Вироби можуть бути отримані твердо- і рідиннофазними методами.

Сутність твердофазних методів полягає у формуванні виробів пресуванням у прес-формах, мундштучним формуванням та ін. Для отримання монолітної кераміки спресовані вироби піддаються спіканню. Іноді використовують технології, які поєднують формування зі спіканням, наприклад, гаряче ізостатичне пресування.

Рідиннофазні методи є порівняно дешевшими. Вони використовують декілька технологій [4]. Перша – просочування армувального наповнювача (у вигляді підготовленого волокнистого каркасу) розплавом матричного матеріалу. Це перш за все кераміка на основі боросилікатних, алюмосилікатних та інших видів скла. Другий варіант – високо-температурний піроліз полімерних сполучників (процес PIP – Polymer Infiltration and Pyrolysis), якими просочують пористий або волокнистий каркас. Як вихідний полімер найчастіше використовують органометалеві сполуки. Для отримання високоякісних виробів цикл «просочування – піроліз» повторюється декілька разів. Ще один варіант – реакційне спікання матеріалу пористої заготовки в процесі фільтрації крізь неї хімічно активних реагентів. Тут найпоширеніший метод – інфільтрація заготовки, яка містить вуглець, розплавом кремнію (процес LSI – Liquid Silicon Infiltration). Внаслідок хімічної реакції між розплавом кремнію та вуглеграфітовими компонентами утворюється кінцевий продукт – карбидокремнієва матриця.

Галузі *використання* ККМ досить широкі і різноманітні. Нові композиційні матеріали є перспективними для багатьох галузей машинобудування.

Так, з них виготовляють великогабаритні тонкостінні вставки для вузлів тертя (підшипники ковзання, занурені відцентрові насоси), торцеві ущільнення, деталі клапанів і запірної арматури, які працюють у різноманітних агресивних і абразивовмісних середовищах при підвищених температурах і вібраційних навантаженнях.

Керамоматричні композиційні матеріали знаходять застосування у виробках аерокосмічної техніки.

Наприклад, компанія GE Aviation повідомила про створення з ККМ бандажів і лопаток турбіни високого тиску авіадвигуна. Керамічні турбінні лопатки значно легші за звичайні лопатки з хромонікелевих сплавів. Легші лопатки створюють менше відцентрове навантаження на диски, підшипники та інші деталі двигуна, а отже, дозволяють зменшити їх масу. Турбінні лопатки з ККМ у двигуні F414 пройшли через 500 циклів – від холостих обертів до злітної тяги і назад.

Деякі фірми (наприклад, «Nagroop» (VSTT), «ESK» (ФРН)) використовують в авіаційних двигунах гібридні і суцільнокерамічні підшипники з тілами кочення з керамоматричних композитів. Їх перевагою є здатність опиратися високим температурам і навантаженням. Порівняно зі сталевими вони мають у 3–10 разів більшу довговічність при робочій температурі 600 °C [2].

Керамоматричні композити використовуються у виробках, які мають термонапружені елементи: деталі теплозахисту і покриття, елементи високотемпературних газодинамічних стендів і термокамер; у конструкціях, де пріоритетним є оптимальне співвідношення маси і міцності. Зокрема, для камер згоряння, жарових труб ГТД розробляються керамоматричні покриття, які, крім високої міцності, мають коефіцієнт теплового розширення (КТР), близький до КТР основного металу, що дозволяє збільшити працездатність при термічних і знакозмінних навантаженнях [3, 5].

Прикладом використання керамоматричних композитів для захисту внутрішніх поверхонь камер згоряння авіаційних двигунів є жароміцна емаль ЕВК-103М. Її основою слугують оксиди хрому й кобальту (Cr_2O_3 , Co_3O_4), тетраборид кремнію (SiB_4) тощо. Отриманий за спеціальною технологією матеріал у вигляді в'язкої маси напильється на стінки камери згоряння та піддається термообробленню. Отриманий емалевий шар має після охолодження аморфну будову та характеризується значною жароміцністю, високою адгезивною здатністю до матеріалу оброблюваної металеві поверхні.

Складні керамоматричні матеріали, армовані полімерними волокнами у комбінації з металевими шарами, створюють ефективну композитну броню. Британська компанія Morgan Advanced Materials створила броню САМАС на основі керамометалевої матриці, армованої волокнами. Броня САМАС завтовшки 25 мм використовується замість сталі для виготовлення захисних капсул для легких бойових машин.

Науково-дослідна лабораторія ВМС США розробила прозорий керамічний композиційний матеріал на основі шпинелі $MgO \cdot Al_2O_3$, який використовується для виготовлення куленепробивного скла.

Компанія CeramTec-ETEC розробила прозору кераміку PERLUCOR. Вона має прозорість понад 90 %, у 3–4 рази міцніша за звичайне скло, стійка за температури до 1600 °C. Кераміку PERLUCOR використовують у цивільному виробництві, транспортних засобах як матеріал, стійкий за умов газоабразивного зношування.

З керамоматричних композитів виготовляють складні конструкції відбивачів і дзеркал лазерних локаторів, високоточні вимірювальні інструменти; їх використовують у випадках, коли виробу треба забезпечити стабільність розмірів, високу якість поверхні при стійкості проти термонапружень, ударів, подряпин тощо.

Світовий досвід свідчить, що, попри наявні проблеми, досягнуті значні успіхи у покращенні характеристик ККМ завдяки оптимальному вибору вихідних матеріалів, отримання кращих мікроструктури та фазового складу композиту; у розробленні досконаліших технологій, їх методів і параметрів; в удосконаленні методології проектування і виготовлення виробів з ККМ з необхідними властивостями.

Список літератури

1. Спеціальні конструкційні матеріали : підручник для ВНЗ / [Солнцев Ю. П., Беліков С. Б., Волчок І. П., Шейко С. П.]. – Запоріжжя : ВАЛПІС-ПОЛІГРАФ, 2010. – 536 с.
2. Минаков В. Т. Керамоматричные композиты / Минаков В. Т., Солнцев С. С. // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2007. – № 2. – С. 90–99.
3. Беліков С. Б. Керамічні композиційні матеріали в авіа- і автомобілебудуванні / Беліков С. Б., Волчок І. П., Мітяев О. А. // Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування». – Дніпро, 2018. – Вип. 104. – С. 59–65.
4. Нилов А. С. Жидкофазные методы получения изделий из керамоматричных композитов / Кулик В. И. // Сборник научных трудов «Актуальные проблемы технических наук в России и за рубежом». – Воронеж, 2018. – № 3. – С. 68–72.
5. Физико-механические свойства керамических материалов и покрытий, получаемых плазменным напылением / Васькевич Ф. Ф., Спильник А. Я., Загородний О. Б., Журавель В. И. // Збірник наукових праць «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування». – Дніпро, 2018. – Вип. 104. – С. 82–86.

Одержано 10.12.2018

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

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Pleskach V., Ol'shanetskii V. The technologies of manufacturing and the use of ceramic matrix composites

УМОВИ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ РОБОТОЗДАТНОСТІ РІВНЕМІРА РІДИНИ, ЩО ПРАЦЮЄ ЗА ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Вступ

В багатьох галузях промисловості використовуються вимірювальні прилади, за допомогою яких встановлюється кількість рідини у великих замкнутих об'ємах [1]. Для роботи рівнемірів рідини використовуються різні фізичні принципи, а для зручності використання в практичних цілях отриманий сигнал обробляється за допомогою електронного обладнання. Проте високі температури можуть становити проблему при використанні рівнемірів рідини на об'єктах хімічної промисловості, металургії, машинобудування.

Постановка задачі

У накопичувальній титановій ємності об'ємом 40 м^3 (рис. 1) знаходиться агресивна кипляча летюча рідина, температура якої може коливатись від $240 \text{ }^\circ\text{C}$ до $380 \text{ }^\circ\text{C}$, в залежності від вимог технологічного процесу. У верхній частині ємності 3 утворюються пари рідини під тиском від $0,5 \text{ МПа}$ до $0,9 \text{ МПа}$ з температурою t'_1 , що залежить від температури киплячої рідини.

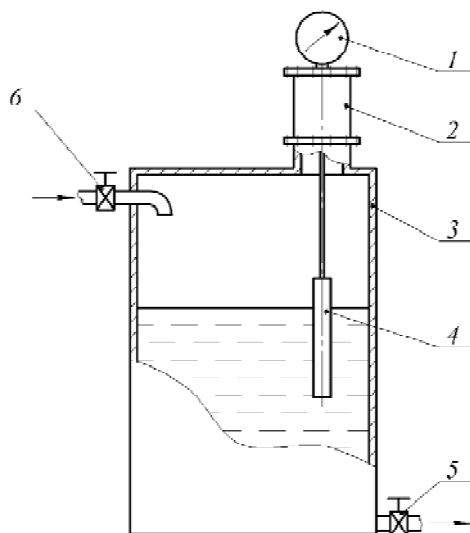


Рис. 1. Схема ємності з рівнеміром рідини: 1 – рівнемір рідини; 2 – полімерна проставка; 3 – бак з рідиною; 4 – поплавець рівнеміра; 5 – вентиль труби витоку рідини; 6 – вентиль труби подачі рідини в бак

У зв'язку з тим, що об'єм та рівень рідини постійно змінюється, з метою уникнення переповнення ємності рідиною необхідно постійно контролювати її рівень. Це роблять за допомогою електронного буйкового рівнеміра 1. Стабільна робота рівнеміра забезпечується при температурі його корпусу $t_5 \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$, тому що рівнемір має у своїй конструкції мікросхеми та модулі, чутливі до перегріву. Рівнемір встановлено на патрубку титанової ємності з рідиною з товщиною стінки $\delta_1 = 0,01 \text{ м}$ через теплоізоляційний прошарок у вигляді полімерної проставки 2 товщиною δ_2 та титанову шайбу товщиною $\delta_3 = 0,01 \text{ м}$. В якості матеріалу прошарку обрано полімер фторопласт.

Установка працює за умов навколишнього середовища від $-15 \text{ }^\circ\text{C}$ взимку до $+30 \text{ }^\circ\text{C}$.

Поставлено задачу забезпечення нормальної роботи рівнеміра рідини при контакті корпусу рівнеміра з титановою ємністю з киплячою рідиною, температура якої t'_1 змінюється в межах від $240 \text{ }^\circ\text{C}$ до $380 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 2). Внутрішня поверхня стінки ємності має температуру t_1 , а зовнішня, суміжна з полімерним прошарком, $-t_2$. В місці контакту проставки і шайби температура t_3 , а на поверхні шайби $-t_4$.

Матеріали та методи дослідження

Розглянуто тепловий нагрів корпусу рівнеміра. Досліджено розподіл температури по товщині матеріалу 2 (шар полімеру) (див. рис. 1) товщиною δ_1 . Тепловий потік, який передається від киплячої рідини до основи рівнеміра q через прошарок 2, розраховуємо за формулою Ньютона-Ріхмана [2]

$$q = k(t'_1 - t'_2), \quad (1)$$

де k – коефіцієнт тепловіддачі, який враховує конкретні умови процесу тепловіддачі, що впливають на його інтенсивність

$$k = \left(\frac{1}{\alpha_1} + \sum_{i=1}^n \frac{\delta_i}{\lambda_i} + \frac{1}{\alpha_2} \right)^{-1} \quad (2)$$

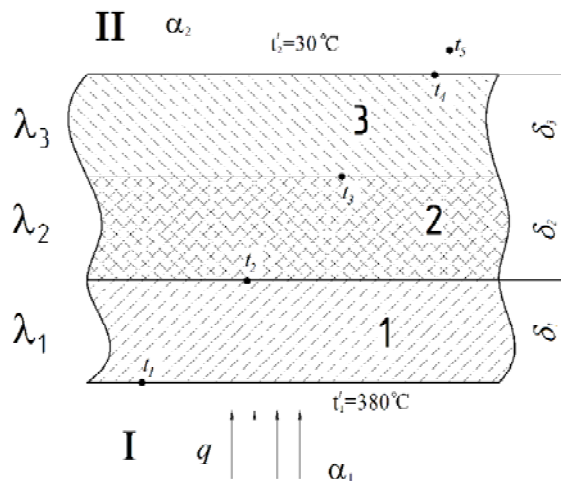


Рис. 2. Схема розташування, розміри і теплофізичні характеристики (параметри) багат шарової стінки:

I – смінь гріюча; II – навколишнє середовище;

1 – титанова стінка ємності; 2 – прошарок температуростійкого полімерного матеріалу; 3 – титанова шайба; $\delta_1, \delta_2, \delta_3$ – товщина стінки, прошарку, шайби відповідно, м; $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ – теплопровідність стінки, прошарку, шайби відповідно, $\frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{К}}$; t'_1 – температура розігрітого газу над киплячою рідиною всередині ємності, °C; t'_2 – температура навколишнього середовища, °C; t_1, t_2, t_3, t_4 – температури в характерних точках теплотехнічної системи; α_1 – коефіцієнт тепловіддачі від розігрітого газу до матеріалу ємності, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$; α_2 – коефіцієнт тепловіддачі від корпусу рівнеміра до навколишнього середовища, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$;

q – тепловий потік від розігрітого газу до стінки ємності, $\frac{\text{Вт}}{\text{м}^2}$

Розподіл температури по товщині розраховується за формулами [3, 4]:

$$t_2 = t_1 - q \left(\frac{1}{\alpha_1} + \frac{\delta_1}{\lambda_1} \right), \quad (3)$$

$$t_3 = t_2 - q \frac{\delta_2}{\lambda_2}, \quad (4)$$

$$t_4 = t'_2 + q \frac{1}{\alpha_2}. \quad (5)$$

Результати дослідження

За залежностями (1–5) отримані значення густини теплового потоку q (рис. 3) та розподілу температур $t_1 \dots t_5$ в багат шаровій стінці в залежності від товщини температуростійкого полімеру з різними значеннями $\delta_2 = 0,01 \dots 0,25$ м (рис. 4).

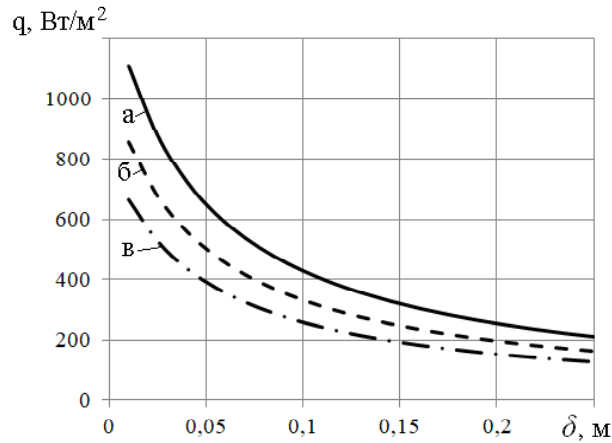


Рис. 3. Густина теплового потоку при різних температурах в середині ємності

————— $a - t_1' = 240 \text{ }^\circ\text{C}$;
 - - - - - $b - t_1' = 300 \text{ }^\circ\text{C}$;
 - . - . - $v - t_1' = 380 \text{ }^\circ\text{C}$

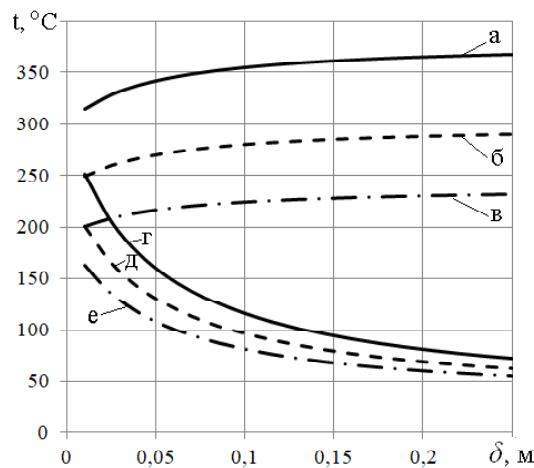


Рис. 4. Залежність температур внутрішньої стінки ємності t_1 (a–в) та корпусу рівнеміра рідини t_5 (z–e) від товщини полімерної проставки δ_2 в багат шаровій стінці

————— $a, z - t_1' = 380 \text{ }^\circ\text{C}$;
 - - - - - $b, \delta - t_1' = 300 \text{ }^\circ\text{C}$;
 - . - . - $v, e - t_1' = 240 \text{ }^\circ\text{C}$

Аналізуючи отриману залежність температури корпусу рівнеміра рідини від товщини полімерної проставки в багат шаровій стінці (рис. 4) можна зробити висновок, що необхідну температуру $t_5 \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$ можна досягти при товщині прошарку з температуростійкого полімеру не менше $\delta_2 = 0,135 \text{ м}$ при температурі рідини в ємності $t_1' = 380 \text{ }^\circ\text{C}$. При зниженні температури киплячої рідини до $t_1' = 240 \text{ }^\circ\text{C}$ товщину прошарку може бути зменшено до $\delta_2 = 0,065 \text{ м}$.

Висновки

Вирішено задачу забезпечення працездатності електронного рівнеміра рідини при роботі в умовах високих температур з використанням теплотехнічного методу. При конструюванні багат шарової стінки необхідно застосовувати проставку з температуростійкого полімеру товщиною не менше $0,135 \text{ м}$.

Список літератури

1. Слинько Г. І. Теплотехнічні методи забезпечення роботоздатності рівнеміра рідини при високих температурах [Електронний ресурс] / Г. І. Слинько, П. В. Цокотун // Тиждень науки : щоріч. наук.-практ. конф., 16–20 квітня 2018 р. : тези доп. / Редкол. : В. В. Наумик (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2018. – С. 149–151.
2. Исаченко В. П. Теплопередача : учебник / В. П. Исаченко, В. А. Осипова, А. С. Сукомел. – М. : Энергия, 1975. – 483 с.
3. Слинько Г. І. Теплотехнічні процеси та теплова обробка матеріалів і виробів / Г. І. Слинько, С. Б. Беліков, О. М. Улітенко. – Мелітополь : ООО «Издательский дом Мелитопольской городской типографии». – 2011. – 258 с.
4. Єгоров Я. О. Теоретичні основи теплотехніки у системах машинобудування / Я. О. Єгоров, С. Б. Беліков, О. М. Улітенко. – Запоріжжя, 2004. – 286 с.

Одержано 04.02.2019

© Д-р техн. наук Слинько Г. І., Цокотун П. В., Сухонос Р. Ф.

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Slyn'ko G., Tsokotun P., Sukhonos R. Conditions for ensuring the efficiency of fluid level sensor operated at high temperatures

ЩОДО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛІ «ЗАВІХРЮВАЧ» ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ДВИГУНА

Жароміцні сплави або суперсплави – сплави на нікелевій, залізохромо-нікелевій, кобальтовій або змішаній основі, що відзначаються високим опором пластичній деформації та руйнуванню в умовах високих температур та окислювальних середовищ.

Висока жароміцність сплавів визначається двома основними фізичними чинниками – міцністю міжатомних зв'язків в сплаві і його структурою. Зазвичай необхідну для високої міцності структуру отримують термічною обробкою (гомогенізувальним гартуванням і старінням металів), що призводить до гетерогенізації мікроструктури, а також у процесі легування тугоплавкими хімічними елементами (вольфрамом, молібденом, ванадієм) і елементами-зміцнювачами (титаном, алюмінієм, ніобієм, бором). В цьому випадку зміцнення обумовлено головним чином появою в сплавах рівномірно, розподілених вельми дрібних часток хімічних сполук (інтерметалідів, карбідів та ін.) і мікроспотвореннями кристалічної решітки основи сплаву, викликаними наявністю цих часток. Відповідна структура жароміцного сплаву утрудняє утворення і рух дислокацій, а також підвищує кількість зв'язків між атомами, що одночасно беруть участь в опорі деформації. З іншого боку, високе значення величини міжатомних зв'язків дозволяє зберегти необхідну структуру при високих температурах протягом тривалого часу. Крім того, високу жароміцність забезпечують, зменшуючи вміст свинцю, олова, сурми, вісмуту і сірки, додаючи рафінуючі елементи (кальцій, церій, барій і бор). Якщо вироби з жароміцних сплавів призначені для тривалої експлуатації при температурі понад 800 °С, їхню поверхню додатково піддають дифузійній термохімічній обробці (алітуванню, хромоалітуванню, емалюванню, нанесенню тугоплавких оксидів тощо).

Різновидом жароміцних сплавів є композити: сплави, зміцнені дисперсними частинками тугоплавких оксидів або високоміцними волокнами. Такі матеріали характеризуються надзвичайно високою стабільністю властивостей, мало залежних від часу перебування в умовах високих температур.

На підприємстві ДП «Івченко-Прогрес» виготовляється велика номенклатура деталей. Для виготовлення кожної деталі розробляються технологічні процеси для отримання виливки. Технологічний процес виконується на технологічних картах, в яких вказується послідовність усіх операцій, первинних та вторинних, а також рекомендації до їх виконання.

Для виготовлення деталі «Завіхрювач» обирали сплав ВХ4Л-ВИ ОСТ 1-90126-25 (див. табл. 1). Механічні властивості сплаву ВХ4Л-ВИ ОСТ 1-90126-25 при $T = 20$ °С для деталі «Завіхрювач» подано у табл. 2.

Послідовність операцій для виготовлення виливки «Завіхрювач» методом лиття по виплавленим моделям подано на рис. 1.

Основні вимоги до керамічних форм для виготовлення виливки «Завіхрювач» методом лиття по виплавленим моделям: низька міцність після охолодження виливка, стабільність розмірів та форми, достатня міцність при кімнатних та високих температурах, термічна стійкість, відсутність поверхневих дефектів, низька газотворююча здатність, висока газопроникненість. Властивості матеріалу керамічних форм (КФ) для виготовлення виливки «Завіхрювач» методом лиття по виплавленим моделям подано у табл. 3.

© Прочан В. В., Гуляева Л. В., 2018

DOI 10.15588/1607-6885-2018-2-18

Таблиця 1 – Хімічний склад сплаву ВХ4Л-ВИ ОСТ 1-90126-25

| Вміст хімічних елементів, % | | | | | | | | | | | |
|-----------------------------|------------|------|-------------|-------|---------|-------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Fe | C | Si | Ni | S | Cr | Ce | Mo | W | Nb | Ti | Al |
| <0,5 | 0,03...0,1 | <0,3 | 51,1...56,3 | <0,01 | 32...35 | <0,03 | 2,3...3,5 | 4,3...5,5 | 0,7...1,3 | 0,7...1,3 | 0,7...1,3 |

Таблиця 2 – Механічні властивості сплаву ВХ4Л-ВИ ОСТ 1-90126-25 при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ для деталі «Завіхрювач»

| Межа короткочасної міцності, σ_B , МПа | Відносне подовження при розриві, ϵ , % | Ударна в'язкість, кДж/м ² |
|---|---|--------------------------------------|
| 780 | 4 | 200 |



Рис. 1. Послідовність операцій для виготовлення вилвки «Завіхрювач» методом лиття по виплавляваним моделям

Таблиця 3 – Основні властивості матеріалу КФ

| Основні властивості матеріалу КФ | Значення |
|--|--------------------|
| Вогнетривкість, $^{\circ}\text{C}$ | > 1600 |
| Стійкість до дії рідкого металу вилвки | Хімічна інертність |
| Усадка при відпалу, % | <1 |
| Відкрита пористість, % | 34...37 |
| Границя міцності при згині, МПа при: 20 $^{\circ}\text{C}$ 1400 $^{\circ}\text{C}$ | 3-8, 1,5...4,0 |
| Температура початку деформації під навантаженням 0,2 МПа, $^{\circ}\text{C}$ | 1350...1450 |
| ТЛР, ($t = 20-1200\text{ }^{\circ}\text{C}$), $10^6\text{ }1/^{\circ}\text{C}$ | 6,5...8,5 |
| Коефіцієнт теплопровідності при 1200 $^{\circ}\text{C}$, Вт/(м*к) | 1,7...2,1 |
| Шорсткість поверхні (R_a), мм | 2...5 |
| Спосіб видалення КО з поверхні залитого блоку | Механічні дії |

Вилвка «Завіхрювач» має внутрішню порожнину, тому необхідно передбачити наявність стержня. При виготовленні вилвок методом лиття по виплавляваним моделям використовують стержні керамічні, графітові, водорозчинні

та металеві. Вихідні матеріали для виготовлення стержня: електрокорунд, кварц молотий пилоподібний марок А, Б за ГОСТ 9077, пластифікатор, карбід кремнію, лак КО-921.

Етапи виготовлення стержневої маси:

1) завантажити в чистий сухий конвертор зважені порції електрокорунду і пилоподібного кварцу, алундові мелючі шари діаметром 20–40мм з відповідністю порошкам, встановити конвертор під кутом 45°;

2) увімкнути конвертор і перемішувати суміш складових на протязі 2-х годин, наприкінці перемішування температура повинна бути 80...100 °С;

3) у термозмішувач загрузити розраховану кількість пластифікатора і увімкнути нагрівач; розплавити пластифікатор і довести його до температури (120 °С); у розплавлений пластифікатор ввести розраховану кількість карбиду кремнію, увімкнути змішувач і перемішувати суміш на протязі 5...10 хв; за 5–6 підходів засипати до термозмішувача підігріті порошки електрокорунду і пилоподібного кварцу, підтримувати температуру 120 °С;

4) після засипки всіх порцій сипучих матеріалів через 15...20 хв підняти кришку термо-змішувача та лопаткою перемішати суміш до видалення грудок; після видалення грудок продовжувати перемішувати на протязі 25...30 хв за температурою 120 °С;

5) ввести лак КО-921 та перемішувати 30...40 хв;

6) вимкнути термозмішувач та провести вакуумування;

7) розлити масу в піддони та порізати її, коли застигне.

Модельна маса – це воскоподібний або металевий легкоплавкий сплав з температурою плавлення від 42 °С до 165 °С. Оскільки майже всі моделі є одноразовими, то їх виготовляють з легкоплавких модельних складів. Основою більшості модельних складів є парафін або інші природні та синтетичні воски чи смоли.

Фізичні, хімічні та технологічні властивості та параметри модельних складів подано на рис. 2.



Рис. 2. Фізичні, хімічні та технологічні властивості та параметри модельних складів

Таким чином у процесі роботи було розроблено технологічний процес виготовлення виливка «Завіхрювач» методом лиття по виплавлюваним моделям та дана характеристика матеріалам для виготовлення ливарних форм, склад шихти, модельних мас.

Список літератури

1. Шкленник Я. И. Литье по выплавляемым моделям (Инженерные монографии политейному производству) / Шкленник Я. И. – М. : Машгиз, 1961. – 455 с.
2. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям / Репях С. И. – Днепропетровск : Лира, 2006. – 1056 с.

Одержано 14.03.2019

© Прочан В. В., канд. пед. наук Гуляєва Л. В.

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Prochan V., Gulyaeva L. On the technological process of manufacture of the “Swirl” detail for the aviation engine

ПОЛУЧЕНИЕ КАЧЕСТВЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕСФЕРИЧЕСКОЙ ФОРМОЙ ЧАСТИЦ ИЗ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК

Применение титана во многих отраслях промышленности, в частности, таких, как производство медицинского оборудования, экзо- и эндопротезирование, пищевая промышленность, высокоточное машиностроение, авиационная и космическая промышленность обуславливает высокий интерес к титану и сплавам на его основе.

Активно развивающаяся на сегодняшний день технология послойного выращивания изделий из порошковых материалов (3D печать), которая доказала свою конкурентоспособность, предлагает ряд преимуществ перед стандартными, классическими технологиями производства (литье, порошковая металлургия, механическая обработка, обработка металлов давлением и т. д.) габаритных изделий сложной геометрии. Несмотря на все преимущества, технология 3D печати не лишена и ряда недостатков, таких как, неоднородность структуры и химического состава, анизотропия свойств, пористость изделий.

Одним из главных факторов, влияющим на качество изделий при послойном выращивании, является качество исходного сырья (порошковых материалов различной формы, химического и фракционного составов).

Внедрение в производство новых технологий, в основу которых положены принципы ресурсосбережения и повышения технологичности и экологичности, на сегодняшний день является актуальной задачей. Одним из наиболее благоприятных и перспективных решений в этом направлении являются технологии Additive Fabrication или Additive Manufacturing (AM-технологии), которые предполагают изготовление изделия по данным цифровой модели методом послойного добавления порошкового материала [1, 2]. То есть, формирование изделий происходит пошагово слой за слоем в соответствии с конфигурацией трехмерной модели [3, 4].

К основным преимуществам аддитивных технологий можно отнести следующие:

- 1) возможность изготовления деталей сложной формы;
- 2) необходимость наличия трёхмерной модели будущего изделия;
- 3) возможность оперативно менять геометрию деталей;
- 4) возможность использования различных материалов для печати на одной установке.

Однако, основной проблемой на пути широкого распространения аддитивных технологий является отсутствие доступного отечественного сырья.

Сегодня эти технологии успешно применяются для производства изделий из пластика. Но также ведутся активные работы по использованию в качестве сырья для аддитивных технологий различных металлических и керамических порошков, однако возникающие при этом сложности, уменьшают номенклатуру металлических изделий, получаемых с помощью аддитивных технологий [5, 6]. Главной проблемой является высокая стоимость импортного металлического сырья, а именно необходимость использования порошков сферической формы (рис. 1а). Наличие оборудования для AM-технологий в Украине диктует свои условия для активного их внедрения в различные отрасли промышленности. Важной задачей является замена существующих дорогих импортных порошковых материалов отечественными аналогами.

Таким образом существует необходимость разработки специальных порошков для AM-технологий.

Порошок титана можно получать, пользуясь гидридными технологиями [7]. Так, титановые заготовки или блики титана губчатого (при производстве нелегированных порошков) подвергают гидрированию для повышения хрупкости титана. Хрупкий титан дробят механическим путём и отсеивают по фракциям. Главным недостатком технологии является необходимость в использовании дорогого и сложного оборудования для гидрирования. К тому же гидрирование блоков титана губчатого требует применение крупногабаритного оборудования. Несмотря на перечисленные недостатки таких порошков, их использование позволяет получать заготовки высокого качества.

При изготовлении изделий методами 3D печати применяются порошки как со сферической формой частиц (рис. 1а), так и несферической формы (рис. 1б). При этом сферические частицы получают распылением (различными методами) из литых и деформированных заготовок. Исходное состояние заготовки для получения порошков напрямую влияет на качество получаемых порошковых материалов и, как следствие, на свойства готовых изделий. При получении титановых порошков из литых заготовок методом гидрирования-дегидрирования (НДН) наблюдается ряд негативных явлений, например, таких, как химическая и структурная неоднородность, разноразмерность и некоторая гетероморфность. Поэтому и предложено в качестве исходного сырья использовать деформированные заготовки, а именно обрезки деформационной обработки поковок и отходы производства титанового проката.

Анализ технологических показателей производства порошков и их преимуществ вместе с недостатками показал, что наиболее перспективным материалом для AM- технологий является порошок, полученный по гидридной технологии. Такой материал имеет слабо развитую структуру поверхности порошинок, габитус которых приближен к

сферическому порошку. Он менее, чем остальные варианты порошков загрязнён примесями, ведь водород способствует очищению титана при дегидрировании [8, 9]. Поэтому предложено использование порошков с несферической формой частиц, которые подвергнуты операциям по всей технологической цепочки производства гидрированных порошковых материалов для получения изделий различными методами аддитивных технологий.



Рис. 1. Внешний вид порошковых материалов: *а* – сферических порошков, *б* – порошков несферической формы

Совокупность технологических решений производства гидрированных и дегидрированных порошков титана позволяет получать более плотный материал с меньшим содержанием вредных примесей и повышенным качеством самого порошка, и улучшенной морфологией его частиц [10, 11].

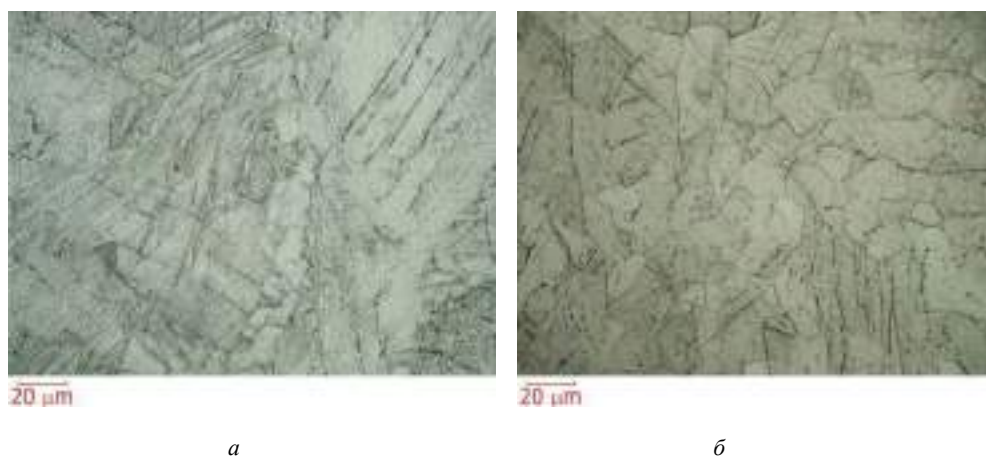


Рис. 2. Микроструктура титанового сплава ВТ1-0: *а* – в литом состоянии; *б* – в деформированном состоянии

Металлографические исследования (рис. 2) и исследования химического состава деформированной (рис. 3а) и литой (рис. 3б) заготовок, показали, что титановые образцы после пластической деформации обладают большей степенью гомогенности структуры и более равномерным распределением легирующих элементов в сравнении с заготовками в исходном литом состоянии. Также, при использовании исходного сырья в деформированном состоянии увеличивается выход заданной фракции. Представлены изображения микроструктур технического чистого титана марки ВТ1-0, при исследовании легированного титана наблюдается подобная картина.

Микроструктура деформированного прутка отличается от литой нечеткими границами исходного β - зерна, большей разориентировкой колоний α - пластин и их меньшими размерами, при этом толщина α - пластин составляет 2...4 мкм, а длина – 60...100 мкм (см. рис. 2б) [12].

В настоящее время проводятся работы по исследованию возможности применения гидрированных – дегидрированных порошков с частицами неправильной (несферической) формы отечественного производства (рис. 1б) изготовленных из литых и деформированных заготовок для получения конкретных изделий с использованием аддитивных технологий, взамен применяемых сферических порошков зарубежного производства.

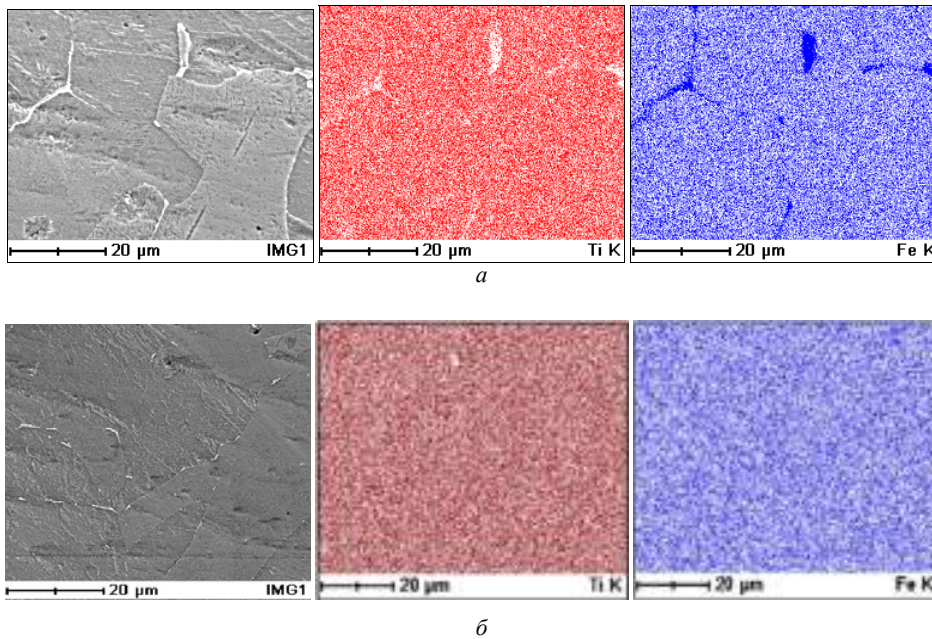


Рис. 3. Энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ распределения элементов в титане марки ВТ1-0:
a – литое состояние; *б* – деформированный титан

Список литературы

1. Довбыш В. М. Аддитивные технологии и изделия из металла / В. М. Довбыш, П. В. Забеднов, М. А. Зленко // Библиотечка литейщика. – 2014. – № 9. – С. 14–71.
2. Wei-Chin Huang Microstructure-controllable laser additive manufacturing process for metal products / Wei-Chin Huang, Chuan-Sheng Chuang, Ching-Chih Lin, Chih-Hsien Wu, De-Yau Lin, Sung-Ho Liu, Wen-Peng Tseng, Ji-Bin Horng // Physics Procedia 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014. – Vol. 56. – 2014. – P. 58–63.
3. Балака Е. В. Основные факторы влияния на процесс формообразования деталей с помощью технологий послойного выращивания (rapid prototyping) / Е. В. Балака // Високі технології в машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 29–36.
4. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутьлина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
5. Волхносский А. Е. Методы изготовления прототипов и деталей агрегатов различных изделий промышленности с помощью аддитивных технологий / А. Е. Волхносский, К. В. Дудков // Образовательные технологии. – 2014. – №1. – С. 127–143.
6. Публичный аналитический доклад по направлению «Новые производственные технологии» [Электронный ресурс] : Дежина И. Г., Пономарев А. К., Фролов А. С. и др. – Сколковский институт науки и технологий. – 2015 –Режим доступа: <https://reestr.extech.ru/docs/analytic/reports/new%20technologies2015.pdf>
7. The processing of Mg-Ti for hydrogen storage; mechanical milling and plasma synthesis / G. Cokmak, Z. Karoly, I. Mohai and etc. // International journal of hydrogen energy. – 2010. – № 35. – P. 118–125.
8. Івасишин О. М. Поверхневі явища при нагріванні порошку гідриду титану / О. М. Івасишин, О. Б. Бондарчук, М. М. Гуменяк, Д. Г. Саввакін // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12, №4. – С. 900–907.
9. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения / О. М. Івасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева и др. // Наука та інновації. – 2005. – № 2. – С. 44–57.
10. Гидрирование титана и циркония и термическое разложение их гидридов / П. Г. Бережко, А. И. Тарасов, А.А. Кузнецов и др. // Альтернативная энергетика и экология. – 2006. – № 11. – С. 47–56.
11. Єршова О. Г. Дослідження процесів гідрування-дегідрування титанового дроту / О. Г. Єршова // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – № 3. – С. 785–790.
12. Коваленко Т. А. Підвищення механічних властивостей субмікросталічних титанових сплавів при деформаційній і термічній обробках : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів» / Т. А. Коваленко. – Запоріжжя, 2012. – 22 с.

Одержано 12.03.2019

© Джуган А. А., д-р техн. наук Ольшанецкий В. Е., д-р техн. наук Овчинников А. В.

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Dzhugan A., Ol'shanetskii V., Ovchinnikov A. Obtaining of qualitative powder materials with non-spherical form of particles from deformed workpieces

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2018**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

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

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 6904 від 29.01.2003

Підписано до друку 28.03.2019. Формат 60×84/8
Папір офс. ризогр. Ум. др. арк. 13,6
Тираж 300 прим. Зам. № 398

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005