

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

№ 2'2017

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2017

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 БІНІТІ (Росія) і «Джерело» (Україна).

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

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. 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. Данілюченко (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 № 5 від 28 грудня 2017 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. Промтранспорт. Рациональное использование металлов;

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

Заместители главного редактора:

д-р техн. наук, профессор С. Б. Беликов (ЗНТУ), Украина

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 № 5 от 28 декабря 2017 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

До відома авторів

Журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» внесено до переліку наукових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття вчених ступенів доктора і кандидата технічних наук. **Передплатний індекс журналу за каталогом Укрпошти 23721.**

Журнал видається двічі на рік.

ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

Статті приймаються підготовленими в редакторі Word for Windows (v.6 і вище).

Параметри сторінки:

- розмір сторінки – А4;
- орієнтація – книжна;
- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;
- міжрядковий інтервал – 1,5;
- поля – 20 мм.

Структура статті

Послідовність розміщення матеріалу статті: індекс УДК; науковий ступінь, прізвища та ініціали авторів; повна назва установи, в якій працює автор, місто; назва статті, анотація, ключові слова трьома мовами: російською, українською та англійською; текст статті; список літератури. Рукопис статті має бути підписаний усіма авторами.

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

Текст статті: приймаються статті російською, українською і англійською мовами.

До розгляду приймаються наукові статті, що містять такі необхідні елементи: постановка проблеми у загальному вигляді і її зв'язок з найважливішими науковими чи практичними завданнями; аналіз останніх досліджень і публікацій, у яких є передумови вирішення цієї проблеми і на якій ґрунтується автор, виділення не вирішених раніше частин загальної проблеми, яким присвячується стаття; формулювання мети статті (постановка завдання); виклад основного матеріалу дослідження з повним обґрунтуванням результатів; висновки з цього дослідження і перспективи подальших розробок у такому ж напрямку.

У статті необхідно уникати зайвої деталізації, проміжних формул і висновків, громіздких математичних виражень; не слід наводити відомі факти, повторювати зміст таблиць та ілюстрацій у тексті. Текст статті не повинен мати рукописних виправлень і позначок.

Відповідно до вимог ВАКу України щодо фахових видань, кожна стаття (крім коротких повідомлень) повинна включати розділи з такими назвами:

1. Вступ
2. Матеріали та методика досліджень
3. Теорія та аналіз отриманих результатів
4. Висновки

(а також див. «Вимоги до структурних елементів тексту статті» наприкінці журналу).

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

Ілюстрації подаються на окремих аркушах та в окремих файлах (формат .TIF з роздільною здатністю не менше 200 dpi, двоколірні або напівколірні (у градаціях сірого), .PCX, .BMP). Ілюстрації нумеруються та підписуються унизу. Якщо ілюстрації вставлено у документ Word, подаються окремі файли з ними. Мінімальний розмір фотографій 6×5 см.

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ

БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

Таблиці мають бути розраховані на ширину колонки (8,5 см) або на ширину сторінки. Таблиці повинні містити лише необхідну інформацію.

Формули

Формули виконуються за допомогою вбудованого у Word for Windows редактора Microsoft Equation. Їх нумерують у дужках справа:

$$Z(\theta) = 10 \log \left(\frac{\bar{y}^2}{s^2} \right). \quad (3)$$

Бажано, щоб ширина формули не перевищувала 8 см. Формули більшого розміру записують декількома рядками.

Список літератури

Список літератури у кінці рукопису подається мовою оригіналу згідно з послідовністю посилання в тексті статті та вимогами відповідного ДСТУ. Посилання на літературу в тексті позначаються цифрою в квадратних дужках.

У довідці про авторів необхідно вказати прізвища, імена та по батькові (повністю), місце роботи, посади, вчений ступінь, адресу, номери телефонів, e-mail. Необхідно зазначити, з ким вести переговори в разі необхідності.

До редакції журналу слід подати:

- 1) роздруковану статтю;
- 2) експертний висновок про можливість опублікування;
- 3) довідку про авторів;
- 4) рецензію на статтю;
- 5) диск CD-R (або інший носій) з текстом статті і окремими файлами рисунків або висилати електронною поштою у вигляді архівних (ZIP, RAR – архіватором) файлів.

Гонорар авторам не сплачується, рукописи, дискети, коректура та відбитки статей авторам не надсилаються. Редакція залишає за собою право на скорочення тексту статті без повідомлення авторів.

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ, НЕ

РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

Адреса редакції: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, ЗНТУ, редакція журналу. Тел.: (061) 769-82-96 – редакційно-видавничий відділ. **E-mail:** rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Лысенко Н.А., Клочихин В.В., Наумик В.В.</i> СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА CMSX-4PLUS	7
<i>Бєліков С.Б., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В., Климов О.В.</i> ОЦІНКА ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ ТЕПЛОЗАХИСНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ	14
<i>Ефременко Б.В., Белик А.Г.</i> ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА АБРАЗИВНО-ЭРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ХРОМО-НИКЕЛЕВОЙ НАПЛАВКИ	18
<i>Зурнаджи В.И., Ефременко В.Г., Брыков М.Н., Джеренова А.В.</i> ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТА НА КИНЕТИКУ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ 60С2ХФА И 55С3Г2ХФМБА	23
<i>Нетребко В.В.</i> ОСОБЕННОСТИ ГИДРОАБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ	28

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Бєліков С.Б., Волчок І.П., Мітяєв О.А., Плєскач В.М., Савченко В.О.</i> КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ В АВІАБУДУВАННІ (ОГЛЯД)	32
<i>Міщенко В.Г., Булах О.І., Мєняйло В.І.</i> ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ ХРОМИСТИХ МАРТЕНСИТНО-ФЕРИТНИХ СТАЛЕЙ ТИПУ 04...08Х18с ..	41
<i>Нарівський О.Е.</i> ОСОБЛИВОСТІ СЕЛЕКТИВНОГО РОЗЧИНЕННЯ МЕТАЛІВ У МЕТАСТАБІЛЬНИХ І СТАБІЛЬНИХ ПІТИНГАХ СПЛАВУ 06ХН28МДТ У МОДЕЛЬНИХ ОБОРОТНИХ ВОДАХ	46
<i>Буря А.И., Ли Ю., Калиниченко С.В., Ерёмин Е.А., Липко Е.А., Михайлова О.И.</i> ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЕРЕРАБОТКИ ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ФЕНОЛФОРМАЛЬДЕГИДНОЙ СМОЛЫ	54
<i>Чабак Ю.Г.</i> ВИКОРИСТАННЯ МЕТАЛОКЕРАМІЧНОГО ТВЕРДОГО СПЛАВУ ДЛЯ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВОГО НАНЕСЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ	58
<i>Пономаренко А.М., Хандюк М.В.</i> ТЕХНОЛОГІЯ ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПОКРИТТЯМИ, СИНТЕЗОВАНИМИ З ГАЗОВОЇ ФАЗИ	62
<i>Скідін І.Е., Світгарєєв Л.Н., Ткач В.В., Калінін Ф.Т., Жбанова Е.Н.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МЕТАЛЕВОГО НАПОВНЮВАЧА ТЕРМІТНОЇ ШИХТИ НА ЯКІСНІ ПОКАЗНИКИ СПЛАВУ, НАПЛАВЛЕНОГО МЕТОДОМ СВС	66

<i>Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е.</i> СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛИ 10Г2ФБ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ПО НОВОМУ НАЗНАЧЕНИЮ И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ	71
--	----

<i>Малинов Л.С.</i> ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИЛИ ПОДКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛАХ ТЕМПЕРАТУР ПЕРЕД ОКОНЧАТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ НА СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	76
---	----

<i>Cheiliakh Ya.A., Cheiliakh A.P.</i> THE EFFECT OF CARBURIZING AND HEAT TREATMENT ON THE INCREASE MECHANICAL PROPERTIES OF COST-SAVING WEAR-RESISTANT Fe-Cr-Mn DEPOSITED METAL	82
--	----

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Зеленина Е.А., Лоскутов С.В., Ершов А.В., Шевченко В.Г.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗРУШАЮЩИХ ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ	90
---	----

<i>Лебедев В.А.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЁМА ПЕРЕНОСИМОЙ КАПЛИ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ КОЛЕБАНИЙ ВАННЫ И ЭЛЕКТРОДА ПРИ ДУГОВОЙ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКЕ	95
--	----

<i>Лебедев В.А., Новиков С.В.</i> ГИПОТЕЗА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПРИ НАПЛАВКЕ НА ОСНОВЕ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОГНОСТИЧЕСКОГО АЛГОРИТМА УПРАВЛЕНИЯ СКОРОСТЬЮ ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ	100
---	-----

IV МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

<i>Мартовицький Л.М., Сочава А.І., Глушко В.І., Шаніна З.М., Клименко Г.В., Фролов Р.О.</i> РОЗШИРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНОСТІ ПРОМИСЛОВИХ РОБОТІВ	103
--	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Беликов С.Б., Гермашев А.И., Логоминов В.А., Козлова Е.Б., Кришталь В.А.</i> ОСОБЕННОСТИ КОНЦЕВОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ	107
--	-----

<i>Berezin A., Mokhnach R.</i> THE APPLICATION OF NOVEL COUPLING METHOD FOR DETECTION OF MICRO VESICLES: THE ROLE OF THE ADVANCED BRIGHT-FIELD LIGHT OPTICAL POLARIZATION MICROSCOPY	114
--	-----

<i>Плескач В.М.</i> СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ У ПОРОШКОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ. ДОСЯГНЕННЯ І ПЕРСПЕКТИВИ	118
---	-----

<i>Ольшанецкий В.Е.</i> ОБ ОЦЕНКЕ НАДЕЖНОСТИ ОРТОГОНАЛЬНЫХ ПЛАНОВ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ	121
---	-----

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 621.74.045:669.24:621.981

Н. А. Лысенко¹, В. В. Клочихин¹, д-р техн. наук В. В. Наумик²¹АО «Мотор Сич», ²Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА CMSX-4PLUS

Химический состав жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS соответствует требованиям стандарта ISO 17025. Механические (как до, так и после термообработки) и жаропрочные (после термообработки) свойства образцов ВНК соответствуют нормам ТУ производителя. Микроструктура исследованных образцов является типичной для жаропрочных никелевых сплавов как в литом, так и в термообработанном состоянии. Карбиды и карбонитриды методом оптической микроскопии не обнаружены, что характерно для структуры низкоуглеродистых сплавов. В процессе термической обработки происходит растворение эвтектической ($\gamma - \gamma'$)-фазы, выравнивается состав осей и межосных пространств дендритов.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, химический состав, направленная кристаллизация, макроструктура, микроструктура, механические свойства, жаропрочность.

Состояние вопроса

Ответственные литые детали для современного авиационного машиностроения изготавливаются методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) из высокожаропрочных никелевых сплавов и должны соответствовать требованиям на прочность при всё более высоких рабочих температурах.

Система легирования современных жаропрочных никелевых сплавов, предназначенных для литья монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей, дополнительно пополняется такими дорогостоящими элементами, как тантал, рений и рутений [1, 2].

Так, в последних сплавах российской разработки суммарное количество рения и рутения достигает 10–15 % [3, 4]. В Японии, США и Европе процесс разработки новых высокожаропрочных никелевых сплавов для газотурбинных авиационных двигателей новых поколений также идёт по пути дополнительного легирования их этими элементами. В результате, удельная стоимость сплавов стала соизмеримой с общей удельной стоимостью современных газотурбинных двигателей, которая составляет на сегодня 1,5...2,0 тыс. USD за 1 кг [5].

Современные мировые экономические и политические условия делают поставки в нашу страну из России как легирующих элементов, так и готовых жаропрочных никелевых сплавов последних поколений для монокристаллического литья практически не возможными. Альтернативой указанным сплавам для моно-

кристаллического литья лопаток авиационных двигателей являются современные американские жаропрочные никелевые сплавы типа CMSX-4 PLUS.

Основной материал исследований

На базе АО «Мотор Сич» провели исследование литых изделий, полученных методом высокоскоростной направленной кристаллизации из жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» (США).

Входной контроль показал, что полученная партия жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS по химическому составу соответствовала требованиям стандарта ISO 17025 (табл. 1).

Для определения механических и жаропрочных свойств из прутковой заготовки Ш 75 мм сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) на установке типа УВНК-9А были получены литые образцы ($\varnothing 15$ мм; $L = 135$ мм).

Общее исследование макроструктуры и монокристалличности образцов проводили путём визуального осмотра после химического травления их поверхности (рис. 1). Установлено, что на 4-х из 12-ти образцов получена монокристаллическая макроструктура. Структура на остальных образцах состоит из нескольких макрокристаллов – направленная.

Таблица 1 – Химический состав жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

Источник	Содержание элементов, % по массе									
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Ti
CMSX-4 PLUS	0,04	3,45	9,55	5,56	0,60	5,71	< 0,05	8,10	4,80	0,82
Нормы ISO 17025	≤ 0,075	3,2-3,5	9,3-9,9	5,3-5,7	0,5-0,7	5,6-5,8	≤ 0,1	8,1-8,3	4,7-4,9	0,8-0,9
Источник	Содержание элементов, % по массе									
	Fe	Si	S	P	B	Pb	Bi	O ₂	N ₂	
CMSX-4 PLUS	< 0,02	< 0,04	0,002	0,002	< 0,02	0,0002	0,0002	0,001	0,0045	
Нормы ISO 17025	≤ 0,15	≤ 0,04	≤ 0,004	≤ 0,020	≤ 0,03	≤ 0,001	≤ 0,0002	≤ 0,004	≤ 0,005	



a



б

Рис. 1. Общая макроструктура образцов, отлитых методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВНК) из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»:

a – монокристаллическая; *б* – направленная

Определение кристаллографической ориентации (КГО) отливок осуществляли методом рентгеноструктурного анализа при помощи дифрактометра ДРОН-3 на стартовых конусах, отрезанных от каждой отливки образца с монокристаллической структурой. При этом плоскость поперечного реза была перпендикулярна продольной оси отливки. Рентгенсъёмку проводили на поперечной поверхности шлифа конуса, протравленной для выявления дендритной микроструктуры.

Установлено, что значения отклонения направления [001] от оси Z для полученных монокристаллических образцов составляют соответственно 1,1; 3,5; 3,8 и 15,1 угл. град.

На рис. 2 показана макроструктура опытных образцов из сплава CMSX-4 PLUS при увеличении до $\times 16$: монокристаллических и направленно закристаллизованных с наличием нескольких кристаллов, ориентированных в осевом направлении (по оси Z). В поперечном сечении образцов чётко просматриваются дендриты макрокристаллов в виде регулярно расположенных «крестов» (см. рис. 2*в, г, д, е*).

Механические и жаропрочные свойства определяли на образцах $\varnothing 15$ мм, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS методом ВНК (как до, так и после термической обработки).

Термообработку проводили по следующему режиму:

- гомогенизация в вакууме при температурах – 1316 °C (2 ч) + 1321 °C (2 ч) + 1327 °C (2 ч) + 1332 °C (6 ч) + 1338 °C (8 ч) + 1341 °C (4 ч) – далее охлаждение;
- старение при температуре 1163 °C (6 ч) – охлаждение на воздухе;
- старение при температуре 871 °C (20 ч) – охлаждение на воздухе.

Результаты механических испытаний и испытаний на длительную прочность приведены в таблицах 2 и 3.

Из представленных данных видно, что механические свойства никелевого сплава CMSX-4 PLUS (как до, так и после термообработки) и жаропрочные свойства термообработанных образцов находятся на уровне значений сертификата и соответствуют нормам ТУ Cannon-Muskegon для сплава CMSX-4 PLUS. Следует отметить, что они также удовлетворяют требованиям, предъявляемым ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158; 18Т-ТУ-187 – для широко распространённого при изготовлении монокристаллических отливок сплава ЖС32-ВН.

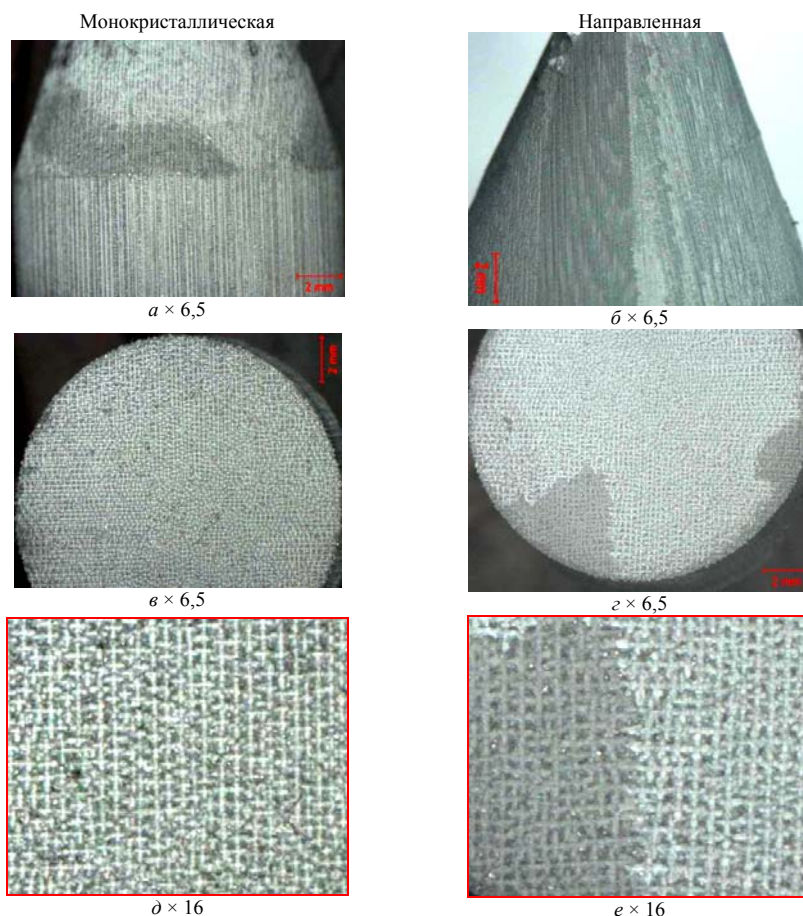
Жаропрочность нетермообработанных образцов с направленной структурой была значительно ниже значений длительной прочности термообработанных монокристаллических образцов.

Изломы образцов, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS методом ВНК, прошедших термическую обработку, после испытаний на растяжение при комнатной температуре имеют складчатое, скользящее строение (рис. 3).

В материале нетермообработанных образцов, полученных методом высокоскоростной направленной кристаллизации, обнаружена микропористость с размером микропор до ~ 55 мкм и единичные оксидные включения – до 1 мкм (рис. 4*а*). Кроме того, в сплаве имеются мелкие, редко встречающиеся включения оксинитридов и нитридов размером до ~ 3 мкм (см. рис. 4*б, в*). Карбиды методом оптической микроскопии при увеличении до $\times 1000$ не обнаружены.

Таблица 2 – Механические свойства сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

Структура	Состояние материала	Механические свойства при 20 °С		
		$\sigma_{\text{в}}, \text{кгс/мм}^2$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$
направленная	без термообработки	120,0	11,6	13,9
		108,0	11,2	13,5
монокристаллическая	после термообработки	93,5	18,0	16,1
Нормы TY Cannon-Muskegon		$\geq 90,0$	$\geq 6,0$	$\geq 6,0$

**Рис. 2.** Макроструктура опытных образцов из сплава CMSX-4 PLUS, полученных методом высокоскоростной направленной кристаллизации: *a, б* – поверхность в продольном направлении; *в, з, д, е* – в поперечном сечении**Таблица 3** – Жаропрочные свойства сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

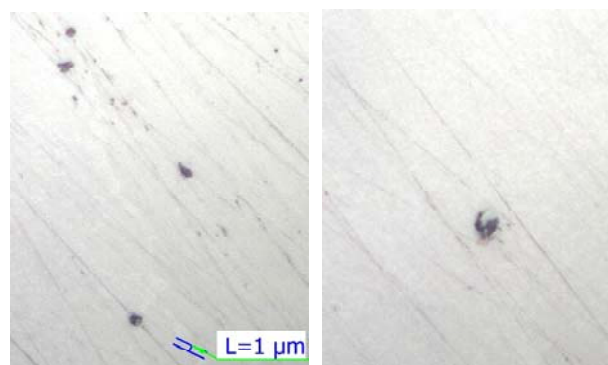
Структура	Состояние материала	Нагрузка, σ , кгс/мм ²	Температура испытания, t , °C	Время до разрушения, τ_p , ч
направленная	без термообработки	1000	28	89,5
		1050	24	34,5
		1100	15,67	56,0
монокристаллическая	после термообработки	1000	28	189,5; 171,6
		1050	24	76,0; 91,0
		1100	15,67	112,0; 117,5
данные Cannon-Muskegon по сертификату (после т/о)		1050	24	94,2; 78,2
Нормы ТУ Cannon-Muskegon		1050	24	≥ 45,0
		1100	15,67	≥ 100,0



Рис. 3. Строение излома монокристаллического термообработанного образца, отлитого из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» после испытаний на растяжение при комнатной температуре, $\times 10$

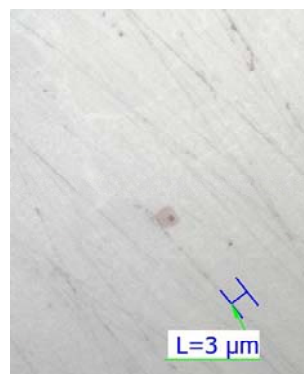
Микроструктура литых образцов ВНК $\varnothing 15$ мм из сплава CMSX-4 PLUS (без термообработки) имеет дендритно-ячеистую структуру, сформированную дендритами первого и второго порядков (рис. 5). В литой структуре наблюдается размерная и морфологическая неоднородность частиц γ' -фазы: в междендритных областях они заметно крупнее (рис. 5з). Размер частиц интерметаллидной γ' -фазы в осях дендритов нетермообработанных образцов составляет $\sim 0,36 \dots 0,55$ мкм; в междендритных пространствах — $\sim 0,83 \dots 1,39$ мкм.

В структуре также имеется значительное количество эвтектической фазы типа $(\gamma - \gamma')$ размером до 90 мкм, располагающейся в междендритных пространствах (см. рис. 5, табл. 4).



a

б



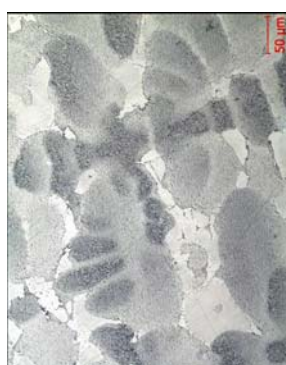
в

Рис. 4. Неметаллические включения в материале образцов, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» (до термообработки), $\times 1000$:

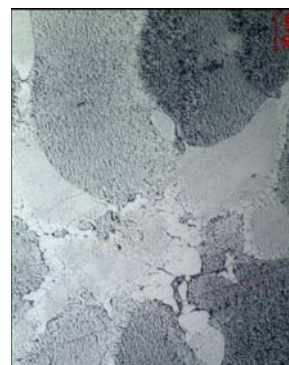
a — оксиды; *б* — оксинитриды; *в* — нитриды



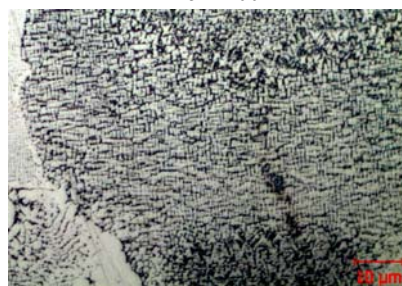
a $\times 50$



б $\times 200$



в $\times 500$



з $\times 1000$

Рис. 5. Микроструктура образцов $\varnothing 15$ мм, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» без термообработки

Дендритно-ячеистое строение монокристаллических отливок и отливок с направленно закристаллизованной структурой (имеющих несколько кристаллов) из сплава CMSX-4 PLUS является типичным для жаропрочных никелевых сплавов, полученных методом направленной кристаллизации.

Гомогенизация при температуре 1316...1341 °С с последующим двойным старением (по указанному выше режиму) способствует повышению однородности сплава вследствие практически полного растворения в γ - твердом растворе эвтектической ($\gamma - \gamma'$)-фазы, а также выравнивания состава между осями и межосными пространствами дендритов (рис. 6).

В микроструктуре выявлены единичные, редко встречающиеся частицы эвтектики, вытянутые в направлении кристаллизации (по оси Z) длиной до ~ 90 мкм (рис. 7) редко встречающиеся включения оксидов размером до ~3 мкм (см. табл. 4). Карбиды в структуре не обнаружены. Интерметаллидные частицы γ' - фазы в осях и междендритных пространствах имеют примерно одинаковые размеры. Форма γ' - частиц – кубоидная; на малоугловых границах монокристаллов сформировались частицы γ' - фазы неправильной формы (рис. 8).

Таблица 4 – Размеры структурных составляющих в материале образцов, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»

Состояние материала	Размер структурных составляющих, мкм			Расстояние между осями дендритов, мкм	
	эвтектика типа ($\gamma - \gamma'$)	оксиды	микропоры	I порядка	II порядка
без термообработки	10...90	до 2 (редко)	до 55	268...335	32...58
после термообработки	до 90 (редко)	до 2 (редко)	до 55	233...318	30...50
после термообработки	–	до 3 (редко)	до 35	251...321	30...50

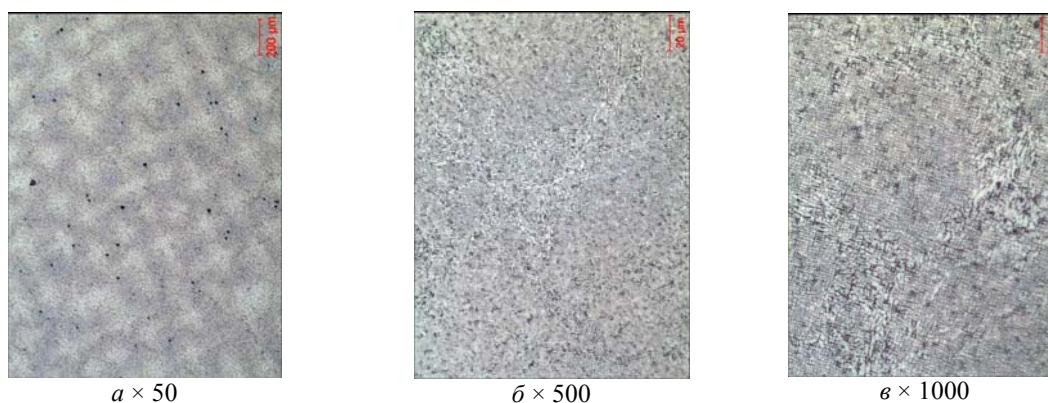


Рис. 6. Микроструктура образца $\varnothing 15$ мм, отлитого из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» после термообработки

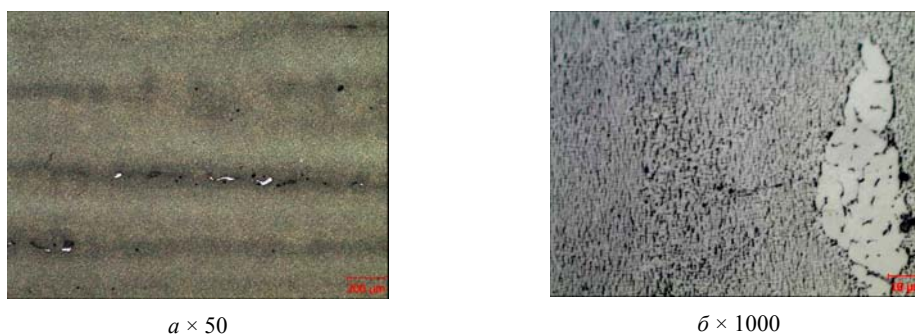


Рис. 7. Редко встречающиеся частицы эвтектической фазы типа ($\gamma - \gamma'$) в термообработанном образце из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION»



Рис. 8. Малоугловые границы зерен в монокристаллических образцах, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» после термообработки

Также в опытных образцах $\varnothing 15$ мм после термообработки наблюдается микропористость (см. табл. 4, рис. 9).



а $\times 50$



б $\times 200$

Рис. 9. Микропористость в образцах $\varnothing 15$ мм, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION» после термообработки

Параметры микроструктуры исследуемых образцов $\varnothing 15$ мм, отлитых из сплава CMSX-4 PLUS производства фирмы «CANNON-MUSKEGON CORPORATION», представлены в таблице 4.

Выводы

По химическому составу исследованная партия жаропрочного никелевого сплава CMSX-4 PLUS соответствует требованиям стандарта ISO 17025.

Монокристаллическая макроструктура получена на 4-х из 12-ти образцов, отлитых методом ВНК из сплава CMSX-4 PLUS. Отклонение направления [001] от оси Z составило от 1,1 до 15,1 угл. град.

Механические свойства никелевого сплава CMSX-4 PLUS (как до, так и после термообработки) и жаропрочные свойства термообработанных образцов находятся на уровне значений сертификата и соответствуют нормам ТУ Cannon-Muskegon для сплава CMSX-4 PLUS, а также ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158; 18Т-ТУ-187 – для сплава ЖС32-ВИ.

Жаропрочность нетермообработанных образцов с направленной структурой значительно ниже значений длительной прочности термообработанных монокристаллических образцов и не соответствует требованиям нормативно-технической документации.

Микроструктура образцов из сплава CMSX-4 PLUS ($C \leq 0,075\%$) является типичной для жаропрочных никелевых сплавов как в литом состоянии, так и после термообработки по режиму, указанному в ТУ Cannon-Muskegon для сплава CMSX-4 PLUS; перегрева нет.

Карбиды и карбонитриды методом оптической микроскопии при увеличениях до $\times 1000$ не обнаружены, что характерно для структуры низкоуглеродистых сплавов.

Гомогенизация при температуре 1316...1341 °С с последующим двойным старением (по указанному выше режиму) способствует повышению однородности сплава вследствие практически полного растворения в γ -твердом растворе эвтектической ($\gamma - \gamma'$)-фазы, а также выравнивания состава между осями и межосевыми пространствами дендритов.

Для материала исследуемых образцов характерно наличие микропористости с размером микропор до ~ 55 мкм.

Список литературы

1. Жаропрочные никелевые сплавы, получаемые методом монокристаллического литья / А. В. Логунов, И. М. Разумовский, В. Н. Ларионов и др. // Перспективные материалы. – 2008. – № 2. – С. 10–18.
2. Reed R.C. The superalloys. Fundamentals and Applications / R. C. Reed. – Cambridge, University Press. – 2006. – 372 p.
3. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. – Научно-техн. сб. – М.: Наука, 2006. – 272 с.
4. Логунов А. В. Тенденции разработки и применения Ni-суперсплавов для лопаток ГТД в современных и перспективных силовых установках авиационного назначения / А. В. Логунов, Ю. Н. Шамотин // ТЛС. – 2011. – № 4. – С. 11–17.
5. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе (часть 2) / А. В. Логунов, Ю. Н. Шамотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – № 7 – 2014. – С. 3–11.

Отримано 06.11.2017

Лисенко Н.О., Ключихін В.В., Наумик В.В. Структура і властивості зразків, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації з жароміцного сплаву CMSX-4PLUS

Хімічний склад жароміцного нікелевого сплаву CMSX-4 PLUS відповідає вимогам стандарту ISO 17025. Механічні (як до, так і після термообробки) і жароміцні (після термообробки) властивості зразків ВНК відповідають нормам ТУ виробника. Мікроструктура досліджених зразків є типовою для жароміцних нікелевих сплавів як у литому, так і в термообробленому стані. Карбіди і карбонітриди методом оптичної мікроскопії не виявлені, що характерно для структури низьковуглецевих сплавів. У процесі термічної обробки відбувається розчинення евтектичних ($\gamma - \gamma'$)- фази, вирівнюється склад осей і міжосних просторів дендритів.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, хімічний склад, спрямована кристалізація, макроструктура, мікроструктура, механічні властивості, жароміцність.

Lysenko N., Klochikhin V., Naumyk V. Structure and properties of samples obtained by high-speed directional crystallization from the CMSX-4PLUS heat-resistant alloy

The chemical composition of the CMSX-4 PLUS heat resistant nickel alloy meets the requirements of the ISO 17025 standard. Mechanical properties (both before and after heat treatment) and heat-resistant (after heat treatment) properties of BHK samples conform to the manufacturer's specifications. The microstructure of the samples studied is typical of high-temperature nickel alloys, both in as cast and heat-treated state. Carbides and carbonitrides were not detected by optical microscopy, which is typical for the structure of low-carbon alloys. During the thermal treatment, the eutectic ($\gamma - \gamma'$)- phase dissolves, the composition of the axes and inter-axial dendritic spaces is equalized.

Key words: heat-resistant nickel alloy, chemical composition, directional crystallization, macrostructure, microstructure, mechanical properties, heat resistance.

Д-р техн. наук С. Б. Беліков¹, канд. техн. наук В. Л. Грешта¹, канд. техн. наук Д. В. Ткач¹,
Є. Г. Сотніков², канд. техн. наук З. В. Леховіцер², канд. техн. наук О. В. Климов¹

¹ Запорізький національний технічний університет, ² АТ «Мотор Січ»;
м. Запоріжжя

ОЦІНКА ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ ТЕПЛОЗАХИСНИХ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Вивчено характер впливу легування ущілювальних покриттів на нікелевій основі ітрієвміщуючими лігатурами на їх фізико-механічні та експлуатаційні властивості. Встановлено, що легування ущілювального покриття КНА-82, яке застосовується в умовах виробництва АТ «Мотор Січ», лігатурами різних складів: № 1 – Ni-Y; № 2 – Y; № 3 – Co-Ni-Cr-Al-Y, підвищує їх твердість і, відповідно, ерозійну стійкість. Границю міцності на відрив досліджували нанесенням на різні основи ВЖ-102 та ЭИ-435, це дало можливість встановити, що покриття леговане Co-Ni-Cr-Al-Y забезпечує задовільний рівень зчеплення з різними матеріалами основи.

Ключові слова: ущілювальне покриття, газополуменеве нанесення, ерозія, твердість, фазовий склад, оксиди, інтерметаліди.

Вступ

Сучасні вимоги підвищення економічних показників газотурбінних двигунів авіаційної техніки обумовлюють необхідність зменшення зазорів між роторними та статормими частинами енергетичних установок, що може забезпечуватись нанесенням ущілювальних покриттів. Під час експлуатації двигуна внаслідок таких факторів як взаємодія статору та ротору турбіни під час дотику лопаток та покриття (або лабіринтного ущілювання та покриття), дії високотемпературного середовища та газової ерозії відбувається руйнування покриттів і збільшення зазорів, що призводить до зростання втрат газів і, відповідно, до більш суттєвих витрат палива.

Відомо, що для забезпечення задовільного розміру зазору необхідно щоб матеріали покриттів задовільняли ряду взаємовиключних вимог [1–4]: покриття на початковому етапі експлуатації має бути досить м'яким, щоб під час дотику лопатки (або лабіринтного ущілювання) з покриттям не відбувався знос або руйнування деталі статору, при цьому ерозійний знос під дією газового потоку має бути мінімальним. Також матеріал покриття повинен мати задовільну жаростійкість. Іншою задачею є забезпечення високої адгезії між матеріалом основи та покриттям як під час взаємодії ротору і статору, так і впродовж всього міжремонтного періоду експлуатації двигуна.

Оскільки для підвищення ефективності сучасних авіаційних двигунів конструктори підвищують температуру газів в камері згорання, виникає необхідність розробки нових ущілювальних покриттів. В роботі [4] вказується, що при температурах вище 1100 °С можна

застосовувати покриття на основі МСrAlY або керамічні. Досліджені в ній експлуатаційні властивості покриттів на основі МСrAlY показали задовільні результати при температурі порядку 1100 °С. Відомо також, що регулюванням співвідношення пор, металевої та неметалевої фаз можна регулювати жаростійкість, зносостійкість та ерозійну стійкість [5]. Крім того, при виборі матеріалу ущілювального покриття необхідно приймати до уваги вартість матеріалу покриття та технології його нанесення.

Отже, має бути забезпечена ерозійна стійкість в умовах дії агресивного високотемпературного газового середовища, низька робота врізання покриття, щоб під час дотику лопатки (або лабіринтного ущілювання) з покриттям не відбувався знос або руйнування деталі статору, це також забезпечить мінімальні зазори та дозволить значно знизити знос торцевої поверхні лопатки.

На сьогодні існує незначна кількість публікацій, яка присвячена розробці та дослідженню експлуатаційних властивостей ущілювальних покриттів, що застосовуються в газових турбінах [6]. Тому актуальною задачею є створення таких ущілювальних покриттів, що легко б прироблювались на початковому етапі роботи двигуна і зберігали мінімальний зазор впродовж заданого періоду експлуатації.

Матеріали та методи дослідження

Оскільки на виробництві при робочих температурах порядку 900 °С успішно використовувалось покриття КНА-82, але при подальшому підвищенні робочих температур різко знижувалась його жаростійкість, було прийнято рішення підвищити його експлуатаційні ха-

рактеристики додатковим введенням легувальних елементів в шихту. Основним легувальним елементом, який би підвищив жаростійкість покриттів, було обрано ітрію. Оскільки він позитивно впливає на структурну стабільність сплавів за рахунок розташування на поверхнях розподілу, що призводить до затримки розвитку дифузійних процесів, зв'язування домішок та підвищення адгезії оксидної плівки при газовій корозії [7].

Досліджували три варіанти легування базового матеріалу ітрієм. До шихти основного матеріалу вносили додатково лігатури різного складу: склад 1 – Ni-Y; склад 2 – Y; склад 3 – Co-Ni-Cr-Al-Y. Вміст ітрію в цих лігатурах відрізнявся, що, відповідно, вплинуло на остаточний вміст ітрію в отриманих покриттях [8–9].

Покриття наносили газополуменевим методом на спеціально підготовлені зразки.

Оцінка мікротвердості покриттів проводилась на мікротвердомері моделі LECO AMH 43 USA у відповідності до вимог ДСТУ ISO 6507:1-2007. Навантаження складало 10 г.

Для вимірювання твердості покриття у відповідності до ДСТУ ISO 6506:1-2007 використовували твердомір WPM-250 (виробництво Німеччина) HB-5/62,5/60.

Для оцінки ерозійної стійкості не існує стандартних методів [6], тому тестування проводили на піскоструйній установці для визначення твердості абразивних інструментів ТФ 21-11. Для порівняльної якісної оцінки поверхню покриття обробляли під тиском 0,5 атм оксидом кремнію зернистістю 63...80 (ГОСТ 3647-80) під кутом 90°. Величина ерозійного зношування визначалась в найбільш глибокій точці та додатково оцінювалась втрата маси під час випробування.

Результати дослідження

Оскільки ущільнювальне покриття в процесі експлуатації має відповідати таким вимогам як висока прироблюваність на початковому етапі та високий опір ерозійному зношуванню, необхідно було визначити як змінюється твердість матеріалу покриття в процесі експлуатації. Було встановлено, що на початковому етапі, без впливу високих температур, покриття має досить низькі показники мікротвердості та твердості (рис. 1, 2), що, ймовірно, пов'язано з високою пористістю отримуваних покриттів, особливостями когезійної взаємодії між частинками покриття та незначним вмістом оксидів та інтерметалідів [9].

Більш висока твердість покриттів додатково легованих різними складами лігатур обумовлена по-перше посиленням дифузійної взаємодії в результаті термічного впливу, по-друге наявністю після напилення оксидів Al_2O_3 , Y_2O_3 та інтерметалідів Ni₃Y, NiAl, Ni₃Al, Co_2Al_3 , $CoCr_2$. Причому, оскільки співвідношення даних фаз в отриманих експериментальних покриттях варіюється, твердість експериментальних покриттів також змінюється (хоча і незначно). Після витримки зразків при температурі 1100 °C впродовж 50 та 100 годин мікротвердість зразків значно зросла, що, скоріше, по-

в'язано зі значним зростанням кількості оксидів на поверхні досліджуваних покриттів. Незначний приріст мікротвердості після витримки 100 годин порівняно із 50 годинами, ймовірно, свідчить про зниження швидкості процесів окислення та формування на поверхні покриттів шару з твердих фаз оксидів.

З точки зору експлуатації ущільнювальних покриттів такий характер зміни є найбільш вигідним, оскільки на початку експлуатації покриття при взаємодії з лабіринтним ущільненням або лопаткою турбіни має бути досить м'яким для забезпечення легкої прироблюваності поверхонь тертя.

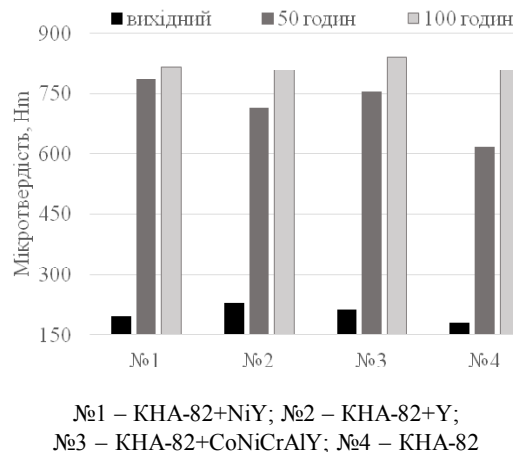


Рис. 1. Залежність мікротвердості покриттів від вмісту лігатур та часу витримки при температурі 1100 °C

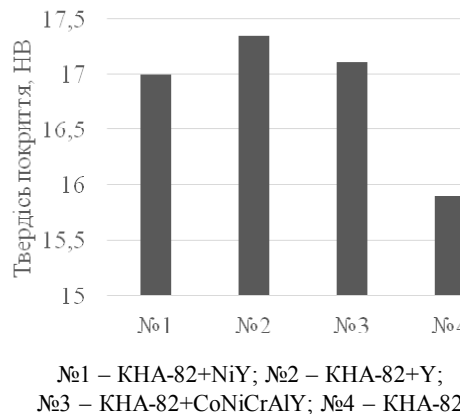


Рис. 2. Залежність твердості покриттів від вмісту лігатур

Після того, як в процесі роботи двигуна та взаємодії його роторно-статорних елементів будуть сформовані контури «доріжки», по яких буде відбуватись рух роторних деталей, подальша дія високотемпературного газового середовища буде приводити до реалізації структурно-фазових перетворень з утворенням на поверхні покриттів оксидів і, як наслідок, зростання їх твердості. Відповідне формування оксидних і інтерметалідних сполук, у свою чергу, сприятиме підвищенню опору газовій ерозії.

На рисунку 3 представлені результати дослідження впливу легування на опір ерозійному зношуванню. Як видно з представлених гістограм найбільший опір ерозії демонструють покриття складів № 2 і № 3, що підтверджується результатами вимірювання твердості зразків. Отримані дані дозволяють припустити, що в подальшому, під час роботи у високотемпературному газовому середовищі ці покриття матимуть більш високий опір газовій ерозії. Це пов'язано з формуванням на поверхні покриттів щільних оксидних плівок та шпінелей, які підвищують його ерозійну стійкість та позитивно впливають на жаростійкість матеріалу покриття.

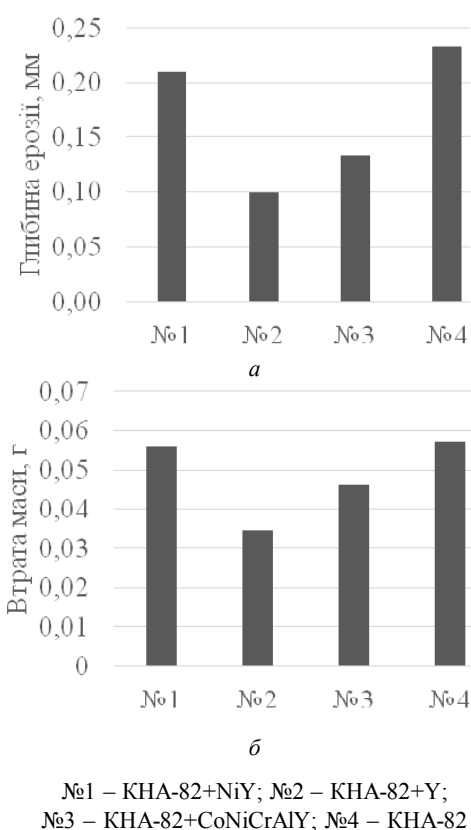


Рис. 3. Залежність опору ерозії покриттів від вмісту лігатури: *а* – глибина ерозії; *б* – втрата маси

Оскільки під час взаємодії ротору і статору на ущільнювальне покриття будуть діяти як нормальні, так і тангенціальні навантаження, необхідно було встановити характер адгезійної взаємодії покриттів. Враховуючи, що ущільнювальні покриття наносять на різні жароміцні сплави, досліджували границю міцності на відрив покриттів нанесених на основи ВЖ-102 та ЕИ-435 (рис. 4).

Як видно з представлених гістограм, матеріал основи значно впливав на адгезійну міцність зчеплення матеріалу покриття та основи. Найбільш стабільні показники спостерігались у покриттів складу № 3. Цілком ймовірно, що присутність ітрію у складі комплексної

лігатури Co-Ni-Cr-Al-Y забезпечує його найбільш ефективну дію із розташуванням на поверхнях поділу, що забезпечує більш міцну фізико-хімічну взаємодію активних груп матеріалу покриття із активними центрами основи.

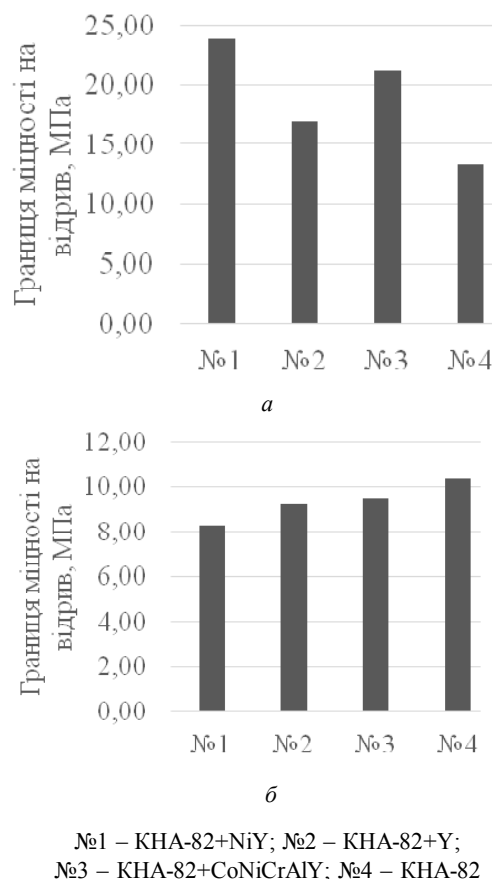


Рис. 4. Залежність границі міцності на відрив від вмісту лігатури: *а* – основа ВЖ-102; *б* – основа ЕИ-435

Висновки

Таким чином, встановлено позитивний вплив легування ітрійвміщуючими лігатурами на експлуатаційні властивості ущільнювальних покриттів на нікелевій основі. Твердість має бути обмежена, оскільки її високі значення будуть призводити до зносу деталей ротору, а занадто низькі – не забезпечать необхідного опору ерозійному зношуванню. Отже, виходячи з отриманих результатів досліджень, можна стверджувати, що легування ущільнювального покриття на основі нікелю комплексною лігатурою Co-Ni-Cr-Al-Y дозволяє забезпечити рівень твердості з задовільними показниками опору ерозійному зношуванню. Ця лігатура також дозволяє забезпечити задовільний рівень адгезійної міцності покриття і різних матеріалів основи.

Список літератури

1. Эксплуатационные повреждения турбореактивных двухконтурных авиационных двигателей с форсажной камерой сгорания / [Б. С. Карпинос, А. В. Коровин, А. П. Лобунько, М. Ю. Ведищева] // Вестник двигателестроения. – 2014. – № 1. – С. 18–24.
2. Bounazef M. The wear, deterioration and transformation phenomena of abradable coating BN-SiAl-bonding organic element, caused by the friction between the blades and the turbine casing / M. Bounazef, S. Guessasma, B. Ait Saadi // Materials Letters. – 2004. – 58. – P. 3375–3380.
3. Clegg M. A. NiCrAl/Bentonite thermal spray powder for high temperature abradable seals // Surface and Coatings Technology / Clegg M. A., Mehta M. H. – 1988. – 34. – P. 69–77.
4. Chupp, Development of Higher Temperature Abradable Seals for Gas Turbine Applications // ASME Turbo Expo 2004: Power for Land, Sea, and Air Volume 4: Turbo Expo / [Raymond E. Chupp, Yuk-Chiu Lau, Farshad Ghasripour and etc.]. – Vienna, Austria : 2004, June 14–17, P. 221–229.
5. Abradable seals for gas turbines and other rotary equipment // Proceedings of ASME Turbo Expo 2004 Power for Land, Sea, and Air / [Karel Hajmrle, Petr Fiala, Anthony P. Chilkowich, Lawrence T. Shiembob Sulzer Metco]. – Vienna, Austria : 2004, June 14–17, P. 673–682.
6. E. Irissou Tribological Characterization of Plasma-Sprayed CoNiCrAlY-BN Abradable Coatings // Journal of Thermal Spray Technology / E. Irissou, A. Dadouche, R. S. Lima. – 2014. – Vol. 23(1–2). – P. 252–261.
7. Абраимов Н. В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин / Н. В. Абраимов. – М. : Машиностроение, 1993. – 336 с.
8. Разработка состава теплозащитного покрытия на детали газотурбинных двигателей, работающих в условиях высоких температур / [Е. Г. Сотников, З. В. Леховицер, В. Л. Грешта и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2015. – № 10. – С. 6–10.
9. Исследование фазового состава жаростойких уплотнительных покрытий, применяемых в ГТД / [В. Л. Грешта, Д. В. Ткач, А. В. Климов и др.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2016. – № 8. – С. 113–121.

Одержано 14.12.2017

Беликов С.Б., Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотников Е.Г., Леховицер З.В., Климов А.В. Оценка эксплуатационной надежности теплозащитных уплотнительных покрытий деталей газотурбинных двигателей

Изучен характер влияния легирования уплотнительных покрытий на никелевой основе иттрийсодержащими лигатурами на их физико-механические и эксплуатационные свойства. Установлено, что легирование уплотнительного покрытия КНА-82, применяемого в условиях производства АО «Мотор Сич», лигатурами разных составов: № 1 – Ni-Y; № 2 – Y; № 3 – Co-Ni-Cr-Al-Y, повышает их твердость и, соответственно, эрозионную стойкость. Предел прочности на отрыв исследовали напылением на различные основы ВЖ-102 и ЭИ-435, это позволило установить, что покрытие, легированное Co-Ni-Cr-Al-Y обеспечивает удовлетворительный уровень сцепления с различными материалами основы.

Ключевые слова: уплотнительное покрытие, газопламенное напыление, эрозия, твердость, фазовый состав, оксиды, интерметаллиды.

Byelikov S., Greshtha V., Tkach D., Sotnikov E., Lekhovitser Z., Klymov O. Estimation of operational reliability of thermal protective sealing coatings of gas turbine engines parts

The nature of influence of alloying nickel-based sealing coatings with yttrium-containing ligatures on physical-mechanical and operational properties was studied. It was proved that alloying KHA-82 sealing coating, which is used at Motor Sich JSC, with the alloys of different composition, namely No. 1 – Ni-Y; No. 2 – Y; No. 3 – Co-Ni-Cr-Al-Y, enhances their hardness and, respectively, erosion durability. The ultimate tearing off strength was tested through spraying ВЖ-102 and ЭИ-435 onto different surfaces. The test showed that Co-Ni-Cr-Al-Y alloyed sealing coating ensures a satisfactory degree of adhesion with various surfaces.

Key words: sealing coating, gas flame spraying, erosion, hardness, phase composition, oxides, intermetallides.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА АБРАЗИВНО-ЭРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ХРОМО-НИКЕЛЕВОЙ НАПЛАВКИ

Представлены результаты исследования эрозионной стойкости при 500 °С Cr-Ni-C-Fe наплавки, полученной с использованием порошковой ленты ПЛ АН-111. Показано, что износостойкость наплавки изменяется по высоте валика, что связано с градиентной микроструктурой, сочетающей аустенит, первичные карбиды M_7C_3 и пластинчатый графит. Установлено, что наплавка изнашивается, в основном, за счет выкрашивания карбидов, при этом измельчение карбидов и графита по мере удаления от поверхности валика обеспечивает 1,6-кратное повышение эрозионной стойкости наплавки.

Ключевые слова: наплавка, высокотемпературная эрозия, карбиды, графит, износостойкость.

Введение

Порошковая лента ПЛ АН-111 применяется при электродуговой наплавке конусов и чаш засыпных аппаратов доменной печи, элементов агломашинов и другого металлургического оборудования, работающего в условиях абразивно-эрозионного изнашивания при нормальных и повышенных температурах [1, 2]. Износ этого оборудования вызывается воздействием абразивных частиц (металлических окислов, шихтовых материалов), находящихся в потоках горячих газов, динамически омывающих металлическую поверхность. В состав порошковой ленты ПЛ АН-111 входят металлический никель и карбиды хрома Cr_3C_2 [3]. После наплавки на поверхности формируется хромо-никелевое гетерофазное покрытие, характеризующееся наличием большого количества карбидов хрома, придающих изделию повышенную износостойкость [4]. Имеющиеся относительно ПЛ АН-111 публикации посвящены, главным образом, технологии и оборудованию нанесения покрытия [2, 5]. В то же время остаются практически не освещенными вопросы структурообразования в наплавке, а также взаимосвязи ее микроструктуры с поведением при высокотемпературном изнашивании. Эти сведения важны для формирования оптимальной микроструктуры, позволяющей достичь максимальной износостойкости наплавленных слоев.

Целью данной работы являлось исследование микроструктуры и высокотемпературной абразивно-эрозионной стойкости в наплавке, полученной с применением порошковой ленты ПЛ АН-111.

Материал и методики исследований

Материалом исследования служили образцы, полученные наплавкой порошковой лентой ПЛ АН-111 на лист из стали 09Г2С толщиной 30 мм. Лента ПЛ АН-111 обеспечивает формирование наплавки следующего

номинального химического состава, масс. %: 5,0 С; 40,0 Cr; 40,0 Ni; 1,0 Mn; 2,0 Si; до 1 Zr; до 0,5 В; Fe – ост. Наплавка проводилась с использованием автомата АД-1004 с источником питания ВДУ-1200 при следующих параметрах: ток дуги – 700 ± 50 А, напряжение – 32 ± 2 В, вылет – 50 мм, скорость наплавки – 32 м/ч, скорость подачи – 41 м/ч. Наплавку производили в два слоя, общая толщина валика составила 15–18 мм. Наплавленные образцы были подготовлены для испытаний на изнашивание путем фрезерования и шлифовки таким образом, чтобы испытываемая поверхность соответствовала: а) поверхности наплавки (образец № 1) и б) ее промежуточному слою на половине высоты валика (образец № 2). После механической обработки общая толщина образцов составила 20 ± 1 мм.

Испытания на высокотемпературную эрозию выполняли по методике, описанной в [6]. Была использована установка, состоящая из нескольких камер-печей для подогрева (по отдельности) воздуха, абразива и испытываемого образца. Эродент (остроугольный корундовый песок диаметром 0,5–1,0 мм) направлялся на поверхность образца под углом 30° потоком воздуха, подаваемого с интенсивностью 450 л/мин. Эродент и образец были нагреты до 500 °С; температура воздуха в начале испытаний составляла 500 °С, в конце – 340–360 °С. Общая масса эродента составляла 2 кг. Эродент использовали по частям, засыпая порциями по 500 г в камеру подогрева. После расходования в камеру засыпали новую порцию абразива, которую вновь нагревали до 500 °С. Параллельно нагревался и сам образец, подставивший в результате обдува воздухом. Общая продолжительность испытаний составляла около 6 ч. Образцы взвешивали до и после испытаний с помощью электронных весов с ценой деления 0,001 г. При расчете изменения массы учитывали ее прирост вследствие окисления. После-

дною определяли проведением теста на окисление в течение 6 ч при 500 °С. Скорость эрозии (*Erosive Rate* – *ER*) рассчитывали по формуле [7]:

$$ER = \frac{(\Delta m_1 - \Delta m_2)}{\rho M},$$

где Δm_1 – износ; Δm_2 – прирост массы вследствие окисления; ρ – плотность материала наплавки, M – масса эродента.

Профиль изношенных образцов исследовали с помощью лазерного микроскопа Optelics HYBRID L3-SMZ (Lasertec Corporation), а их микроструктуру (в поперечном сечении) – с применением сканирующего электронного микроскопа JSM-6510 LV (JEOL). Предварительно отполированные образцы подвергали травлению 4 %-ном спиртовым раствором азотной кислоты.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

При исследовании строения наплавки был выявлен неоднородный характер распределения микроструктуры по сечению валика. В приповерхностном слое структура наплавки представлена массивными первичными карбидами M_7C_3 , ориентированными перпендикулярно поверхности (рис. 1а). Определение размеров карбидов в плоскости фотографии показало, что в поперечном сечении они достигают 15 мкм, а в длину – 350 мкм. На природу (M_7C_3) карбидов указывает их гексагональная форма (в сечении) и наличие осевой полосы вдоль оси [0001], что является отличительной особенностью карбида хрома Cr_7C_3 [8]. Помимо карбидов, в структуре был выявлен пластинчатый графит, залегающий в межкарбидных участках матрицы (рис. 1б). Графитные пластины ориентированы хаотично, в длину они достигают 70 мкм, в толщину – 3,5 мкм. Межкарбидные участки неоднородны, в них присутствуют области, отличающиеся по своему строению и контрасту (обозначены на рис. 1б как M_1 и M_2).

На половине высоты валика выявляется примерно такая же микроструктура за исключением того, что здесь размеры первичных карбидов значительно меньше, чем в верхнем слое наплавки. Сечение карбидов не превышает 10 мкм, а их длина – 160 мкм. Толщина графитных пластин составляет не более 2,5 мкм. Таким образом, на среднем уровне наплавки зафиксировано существенное измельчение микроструктурных составляющих по сравнению с приповерхностным слоем.

У границы сплавления с основой наплавка имеет доэвтектическое строение с характерным наличием аустенитных дендритов, окруженных карбидо-аустенитной эвтектикой. Крупные первичные карбиды и графит в этом слое отсутствуют. Такой характер микроструктуры связан: (а) с эффектом «разбавления» наплавки материалом основы, в результате чего в зоне сплавления понижено содержание углерода и карбидообразующих элементов, а также (б) с ускоренным

протеканием кристаллизации, подавившим формирование массивных включений с высокой концентрацией хрома (карбиды M_7C_3) или углерода (графит).

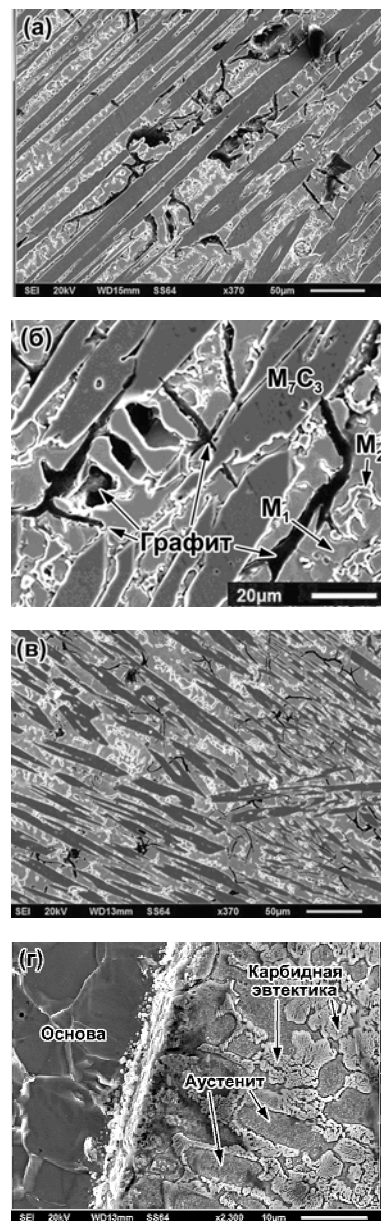


Рис. 1. Микроструктура наплавки на разном удалении от поверхности валика:

а, б – поверхность; в – половина высоты валика; г – зоны сплавления с основой

На рис. 2 представлены результаты испытаний на изнашивание. Как видно, скорость эрозии на поверхности наплавки в 1,57 раза превышает скорость эрозии на половине высоты валика. Это объясняется различиями в размерах микроструктурных составляющих – первичных карбидов и графитных включений. Более мелкие составляющие, залегающие на половине высоты валика, обеспечили повышенную износостойкость по сравнению с приповерхностной зоной наплавки.

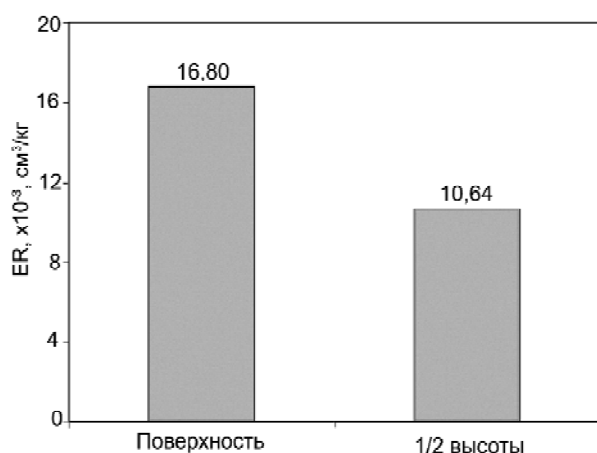


Рис. 2. Скорость абразивной эрозии на различном удалении от поверхности валика

Общий вид изношенной поверхности образцов показан на рис. 3. Видно, что после испытаний на поверхности остались явные следы эрозии в виде эллипсоидального пятна с серебристой поверхностью, имеющего размытые границы (рис. 3). За пределами этого участка поверхность более темная, что связано с ее окислением в процессе нагрева при 500 °С. Сканирование изношенной поверхности показало, что износ неравномерно распределяется в пределах пятна, формируя впадину в месте наиболее интенсивного взаимодействия абразива с поверхностью. Анализ построенных 3D-моделей (рис. 3в, г) позволил установить, что образцы значительно отличаются по максимальному перепаду высот в пределах пятна износа, составившему 204 мкм – на поверхности валика и 112 мкм – на половине его высоты. Эти результаты хорошо соотносятся с данными эрозионных испытаний, показавшими повышение износостойкости наплавленного слоя по мере удаления от поверхности до половины высоты валика (рис. 2).

Влияние микроструктуры наплавки на сопротивление эрозии становится более очевидным при исследовании строения металла непосредственно в зоне разрушения. Как следует из рис. 4а, на изношенной поверхности образцов сформировался волнообразный рельеф, отражающий характер взаимодействия поверхности с эродентом. Углубления рельефа соответствуют участкам оттеснения (вырыва) металла под воздействием абразивных частиц. Видно, что при ударе происходило пластическое деформирование участков матрицы с текстурированием в направлении изнашивания (рис. 4б). Этому способствовало размягчение матричных прослоек при нагреве до 500 °С; глубина текстурированного слоя достигает 20 мкм. Деформируясь под ударами абразивных частиц, матричные участки увлекали за собой столбчатые первичные карбиды M_7C_3 , вызывая их изгиб. В связи с большими размерами и высокой хрупкостью карбиды испытывали множественное растрескивание с выкрашиванием отколовшихся микрофрагментов.

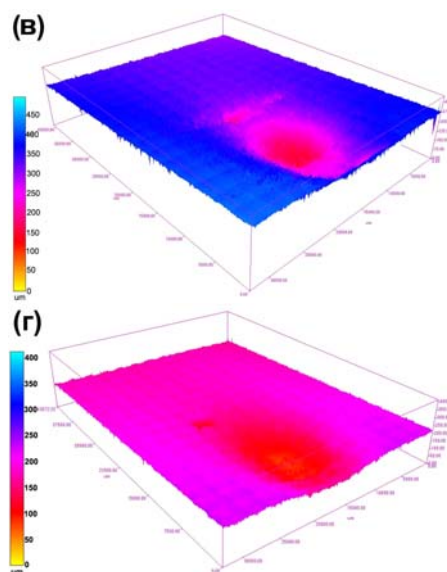
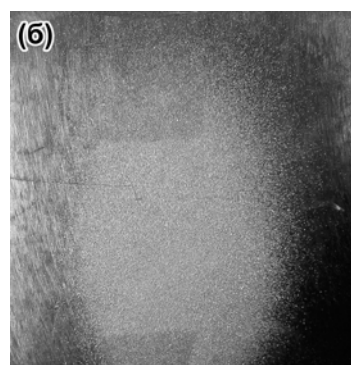
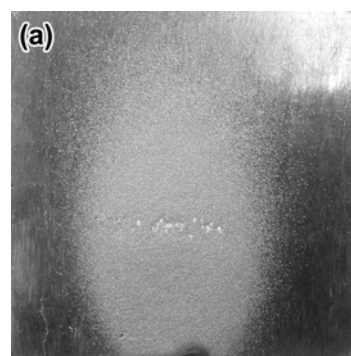


Рис. 3. Внешний вид изношенных образцов и соответствующие 3D-модели поверхностей:

а, в – образец № 1; б, г – образец № 2

Карбиды испытывали изгибающую деформацию на глубину до 50 мкм, о чем свидетельствует наличие трещин на значительном удалении от поверхности. Развитие сколов в карбидах способствовали участки графита, залегающие в межкарбидных прослойках матрицы. Растрескивание карбидов на удалении от непосредственной зоны изнашивания способствовало релаксации микронапряжений в приповерхностном слое, однако, выходя по мере изнашивания на поверхность, карбиды уже находились в разрушенном состоянии с

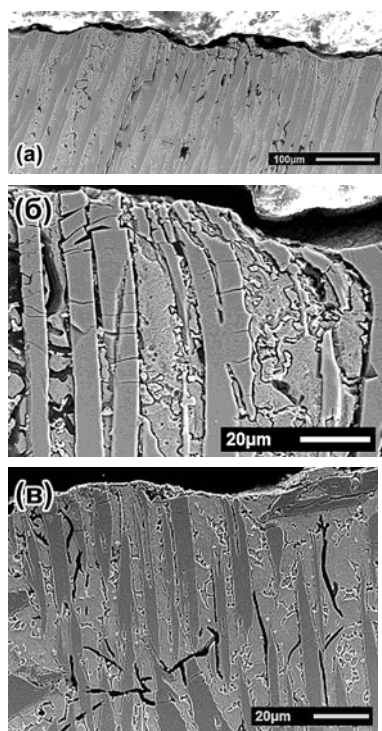


Рис. 4. Микроструктура поверхнього изношенного слоя наплавки:

а, б – образец № 1; в – образец № 2

наличием микротрещин по границам с матрицей. Следовательно, их способность противостоять ударам абразивных частиц была невысокой. Таким образом, образцы изнашивались по малоциклового механизма активного растрескивания и выкрашивания первичных карбидов

Анализ рис. 4 показывает, что данный механизм изнашивания характерен для обоих образцов. Вместе с тем, в образце № 2 глубина распространения растрескивания в карбидах ниже, чем в образце № 1. Это указывает на то, что разрушение карбидов происходило в непосредственной близости к поверхности, т.е. под ударами абразива. Следовательно, процесс изнашивания был более энергоёмким, что способствовало снижению скорости эрозии по сравнению с образцом № 1.

Полученные результаты показывают, что эрозионная стойкость наплавки, полученной с применением порошковой ленты ПЛ АН-111, может варьироваться в значительных пределах в зависимости от удаления от поверхности валика. Измельчение микроструктурных составляющих способствует росту износостойкости за счет повышения энергоёмкости изнашивания поверхности. Негативным фактором, снижающим эрозионную стойкость наплавки, является присутствие в ее структуре пластинчатого графита, играющего роль концентраторов напряжений и облегчающих развитие микротрещин в матричных участках и карбидных включениях. Для повышения долговечности наплавленного слоя следует обеспечивать измельчение первичных кар-

бидов хрома и устранение графитной составляющей, что может быть обеспечено ускорением кристаллизации, либо корректировкой химического состава наплавляемого металла.

Выводы

1. Наплавка, полученная с применением порошковой ленты ПЛ АН-111, обладает градиентной по сечению микроструктурой, изменяющейся от доэвтектической в зоне сплавления с основной до заэвтектической с крупными столбчатыми карбидами M_7C_3 у поверхности валика. Матричные межкарбидные прослойки (аустенит) имеют неоднородное строение. В большей части сечения валика присутствуют включения пластинчатого графита.

2. Слой наплавки, залегающий на половине высоты валика, обладает более высокой (в 1,57 раза) эрозионной стойкостью по сравнению с поверхностью валика, что связано с более мелкими карбидными и графитными включениями.

3. Эрозионное изнашивание наплавки протекает по механизму глубокого растрескивания первичных карбидов вследствие пластического оттеснения матрицы под ударами абразивных частиц с последующим выкрашиванием отколовшихся фрагментов с поверхности. Уменьшение размеров карбидов приводит к тому, что их разрушение протекает в непосредственной близости к поверхности, что повышает энергоёмкость изнашивания и, соответственно, износостойкость металла.

Список литературы

1. Чигарев В. В. Порошковые ленты для наплавки / В. В. Чигарев, А. Г. Белик // Свароч. пр-во. – 2011. – № 8. – С. 38–44.
2. Ворончук А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки / А. П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2014. – № 6–7. – С. 75–78.
3. Жудра А. П. Наплавочные порошковые ленты / А. П. Жудра, А. П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1. – С. 39–44.
4. Белик А. Г. Особенности микроструктуры хромо-никелевого покрытия, наплавленного порошковой лентой ПЛ АН-111 с 50 %-м перекрытием / А. Г. Белик, Б. В. Ефременко, С. Л. Макуров // Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту. – 2017. – № 2 (68). – С. 120–130.
5. Чигарев В. В. Износостойкая наплавка порошковой лентой / В. В. Чигарев, А. Г. Белик, Т. Н. Филиппенко // Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – Миколаїв, 2009. – № 3(426). – С. 168–175.
6. Zhang Y. Erosive wear performance of heat treated multi-component cast iron containing Cr, V, Mn and Ni eroded by alumina spheres at elevated temperatures / Y. Zhang, K. Shimizu, X. Yaer end etc. // Wear. – 2017. – Vol. 390–391. – P. 135–145.
7. Shimizu K. Erosive wear properties of high V-Cr-Ni stainless spheroidal carbides cast iron at high temperature / K. Shimizu, T. Naruse, Y. Xinba end etc. // Wear. – 2009. – Vol. 267. – P. 104–109.

8. Sha L. Growth characteristics of primary M_7C_3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy / L. Sha, Z. Yefei, X. Xiaolei

and etc. // Science Reports. – 2016. – Vol. 6 (32941). – P. 1–8.

Одержано 15.12.2017

Сфременко Б.В., Білик О.Г. Вплив мікроструктури на абразивно-ерозійну стійкість високовуглецевої хромо-нікелевої наплавки

Представлені результати дослідження ерозійної стійкості при 500 °C Cr-Ni-C-Fe наплавки, отриманої з використанням порошкової стрічки ПЛ АН-111. Показано, що зносостійкість змінюється по висоті валика; це пов'язано з градієнтною мікроструктурою, яка поєднує аустеніт, карбіди M_7C_3 та пластинчастий графіт. Установлено, що наплавка зношується за механізмом викришування карбідів, при цьому подрібнення карбідів і графіту в міру віддалення від поверхні валика забезпечує 1,6-кратне підвищення ерозійної стійкості наплавки.

Ключові слова: наплавка, високотемпературна ерозія, карбіди, графіт, зносостійкість.

Efremenko B., Belik A. Effect of microstructure on abrasion-erosion resistance of high-carbon chromium-nickel cladding

The results of erosion resistance studies at 500 °C of Cr-Ni-C-Fe cladding obtained using an AN-111 powder tape are presented. It is shown that the wear resistance of cladding varies along the height of the roller, which is associated with a gradient microstructure that combines austenite, carbides M_7C_3 , and plate graphite. It has been established that cladding was worn through the mechanism of cracking of carbides, while refining the carbide and graphite particles as the distance from the surface of the roller provides a 1.6-fold increase in the erosion resistance of the weld metal.

Key words: surfacing, high-temperature erosion, carbides, graphite, wear resistance.

УДК 691.87:691.714:539.434

В. И. Зурнаджи¹, д-р техн. наук В. Г. Ефременко¹,
д-р техн. наук М. Н. Брыков², А. В. Джеренова¹¹ Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь² Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТА НА КИНЕТИКУ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ 60С2ХФА И 55С3Г2ХФМБА

Описано влияние подстуживания ниже точки M_n (до 160 °С и 200 °С) на кинетику бейнитного превращения в сталях 60С2ХФА и 55С3Г2ХФМБА при изотермической выдержке в диапазоне 225–350 °С. Показано, что в большинстве случаев появление мартенсита ускоряет начало превращения, но приводит к замедлению его окончания или ранней приостановке за счет стабилизации аустенита.

Ключевые слова: мартенсит, аустенит, бейнитное превращение, бейнит, кинетика.

Введение

Бейнитное превращение является важным инструментом обеспечения высокого комплекса механических свойств конструкционных низколегированных сталей [1]. В настоящее время большие усилия предпринимаются для разработки технологий получения низкотемпературного бескарбидного бейнита с наноразмерными фазово-структурными составляющими (т. н. нанобейнита) [1–3]. Бескарбидный нанобейнит обладает высокой прочностью на разрыв (до 2000–2100 МПа) в сочетании с удовлетворительной пластичностью и вязкостью, что важно для тяжело нагруженных ответственных деталей различного оборудования. Получение нанобейнита сопряжено с длительными выдержками в районе температуры M_n , что необходимо для завершения превращения аустенита в условиях пониженной диффузионной подвижности углерода [5, 6]. Чрезмерно длительная (до десяти суток) выдержка сдерживает широкое использование нанобейнитных сталей в промышленности.

Последние исследования [4, 5] показали возможность ускорения низкотемпературного превращения аустенита за счет предварительного получения в структуре некоторой доли мартенсита закалки. По мнению авторов [4], в этом случае ускорение бейнитной реакции обеспечивается за счет увеличения количества мест потенциального зарождения α -фазы в процессе пластической деформации аустенита растущими мартенситными кристаллами. Приведенные результаты были получены для низкоуглеродистых сталей. Подобные исследования для рессорных сталей, содержащих 0,5–0,6 % углерода, до настоящего времени не проводились. Вместе с тем, рессорные кремнийсодержащие стали, легированные повышенным количеством кремния, представляют в этом плане интерес, поскольку получение бескарбидного бейнита возможно лишь в присутствии повышенного содержания кремния или

алюминия, тормозящих выделение карбидов в процессе бейнитного превращения.

Целью данной работы являлось исследование влияния предварительного подстуживания на кинетику изотермического превращения аустенита в рессорных высококремнистых сталях в области температур, близких к точке M_n .

Материал и методики исследований

Материалом исследования являлись сталь 60С2ХФА промышленного изготовления (0,53 % С; 1,46 % Si; 0,44 % Mn; 0,95 % Cr; 0,10 % V; 0,016 % S; 0,013 % P) и экспериментальная сталь 55С3Г2ХФМБА (0,56 % С; 2,50 % Si; 1,70 % Mn; 0,50 % Cr; 0,21 % Mo; 0,12 % V; 0,05 % Nb; 0,006 % S; 0,015 % P). Пруток диаметром 20 мм из стали 60С2ХФА проковывали в полосу толщиной 6 мм, из которой изготавливали образцы размерами 2 × 10 × 12 мм. Сталь 55С3Г2ХФМБА выплавляли в индукционной 60-кг печи и разливали в слитки диаметром 80 мм. Далее следовала ковка и прокатка в полосу толщиной 15 мм, из которой вырезали образцы диаметром 2 мм и длиной 20 мм.

Кинетику превращения аустенита в стали 60С2ХФА исследовали магнитометрическим методом [6], а в стали 55С3Г2ХФМБА – с применением оптического дилатометра. Последний метод более чувствительно реагирует на структурные изменения, однако его можно применять лишь для сталей с повышенной устойчивостью аустенита, что необходимо для замедленного (в условиях дилатометра) переохлаждения образца до температуры выдержки. Сталь 60С2ХФА обладает пониженной устойчивостью аустенита, поэтому образцы необходимо переохлаждать ускоренно, для чего более подходит ванна магнитометра. Образцы аустенизировали в электрической муфельной печи при 880 °С в течение 5 мин, далее обрабатывали по двум схемам. Схема «ИЗО»: изотермическая обработка с выдержкой в печи дилатометра (ванне магнитометра). Схема «Q+ИЗО»: подстуживание (закалка – Q) до 160 (200) °С

с последующим переносом в печь дилатометра (ванну магнитометра) для изотермической выдержки. Подстуживание образцов из стали 60С2ХФА проводили в расплаве сплава Вуда, а из стали 55С3Г2ХФМБА – на воздухе.

Температуру изотермической выдержки выбирали выше мартенситной точки M_n стали. Эту температуру определяли дилатометрическим методом; в этом случае аустенизированные при 880 °С образцы охлаждали на воздухе до полного остывания. Точку M_n находили по перегибу на дилатометрической кривой охлаждения: 257 °С – для стали 60С2ХФА и 240 °С – для стали 55С3Г2ХФМБА.

Экспериментальная часть и анализ полученных результатов

На рис. 1 представлены кривые, характеризующие развитие бейнитного превращения аустенита в стали 60С2ХФА как с подстуживанием ниже точки M_n (схема Q+ИЗО), так и без него (схема ИЗО).

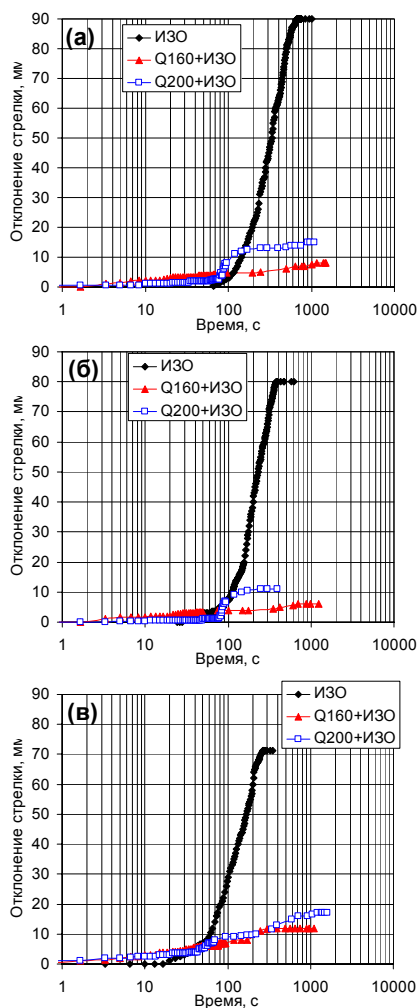


Рис. 1. Кинетика изотермического превращения аустенита в стали 60С2ХФА:

а – 270 °С, б – 300 °С, в – 350 °С

Видно, что кривые для режима ИЗО имеет классический вид, характерный для кинетики изотермического превращения, когда нарастание скорости процесса сменяется ее замедлением с выходом на горизонталь, соответствующим завершению превращения. С повышением температуры изотермы уменьшается прирост α -фазы, что связано с увеличением доли аустенита, остающегося непревращенным в результате бейнитного превращения [7]. Предварительное подстуживание резко уменьшает отклонение стрелки самописца магнитометра, что свидетельствует об уменьшении количества возникающей α -фазы. Чем ниже температура подстуживания, тем в большей мере проявляется этот эффект. Он связан с превращением части аустенита в мартенсит при охлаждении ниже точки M_n , следовательно меньшая часть аустенита превращается в ферромагнитную α -фазу в процессе бейнитного превращения.

Характерной особенностью превращения с предварительным подстуживанием является неравномерность его протекания. Она выражается в наличии на кривых участков приостановки (показаны стрелками на рис. 2), которые сменяются участками роста. Можно полагать, что это связано с наличием мартенсита, оказывающим определенное воздействие на аустенит в ходе превращения.

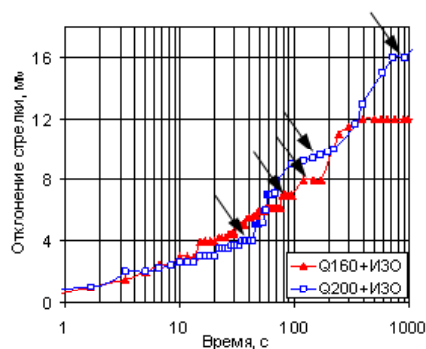


Рис. 2. Особенности кинетики превращения аустенита в стали 60С2ХФА при 350 °С в случае предварительного подстуживания

По мере снижения температуры превращения в стали 60С2ХФА наблюдается замедление бейнитного превращения, что хорошо согласуется с известными данными, приведенными в [8]. Как следует из рис. 1, применение подстуживания ускорило протекание превращения при всех исследованных температурах.

Аналогичная картина характерна и для превращения аустенита в стали 55С3Г2ХМФБА (рис. 3). Отличием от предыдущей стали является то, что максимальное отклонение луча, характеризующее прирост α -фазы (обладающей большим, чем у аустенита, удельным объемом) изменяется по мере роста температуры выдержки немонотонно: от 73 мм при 225 °С до 88 мм при 270 °С и до 10 мм при 300 °С.

В данном случае отклонение луча зависит, очевидно, не только от объемной доли возникшей α -фазы,

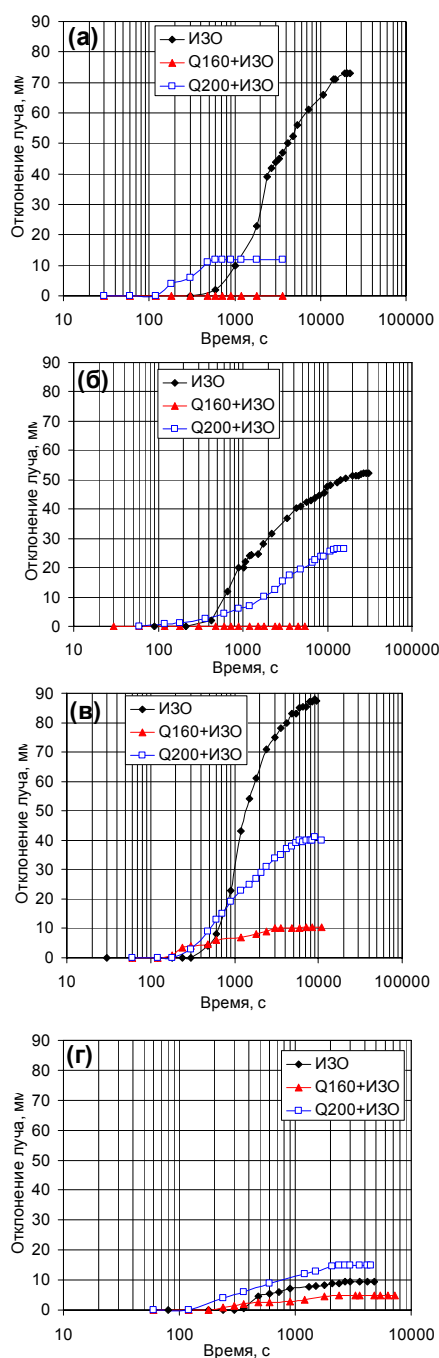


Рис. 3. Кинетика изотермического превращения аустенита в стали 55С3Г2ХМФА:

a – 225 °C, *б* – 250 °C, *в* – 270 °C, *г* – 300 °C

но и от количества растворенного углерода, что определяет ее удельный объем. По мере снижения температуры выдержки содержание углерода в α -фазе бейнита нарастает [7], что увеличивает прирост длины образца на каждый процент превращения. При анализе кинетических кривых обращает на себя внимание весьма незначительное максимальное отклонение луча при 300 °C, в 5–9 раз меньшее по сравнению с другими температурами выдержки. Очевидно, в данном случае имеет место существенное торможение бейнитного

превращения. Причиной этого может быть активное насыщение аустенита углеродом в ходе бейнитной реакции, чему способствует высокое содержание кремния в стали 55С3Г2ХМФА. Кремний ингибирует выделение карбидов из аустенита, повышая, таким образом, концентрацию углерода в γ -фазе по мере развития превращения. Это явление описано в работе Курдюмова и др. [7], а также в более поздних статьях [9, 10]. Рост содержания углерода увеличивает сопротивление аустенита сдвиговому превращению, т. е. стабилизирует его к бейнитному превращению.

Как и для стали 60С2ХФА, в стали 55С3Г2ХМФА в целом наблюдается ускорение бейнитного превращения после предварительного подстуживания в область мартенситного превращения. Однако при пониженных температурах выдержки (225 и 250 °C) подстуживание до 160 °C привело к резкому торможению превращения, в результате чего оно не выявлялось в течение 60 мин выдержки.

На рис. 4 сведены результаты обработки полученных данных, показывающие ускорение начала превращения в исследованных сталях. В стали 60С2ХФА наибольший эффект наблюдается для выдержки 250 °C (в семь раз); по мере повышения температуры выдержки до 300 °C он снижается до 2 раз. Для стали 55С3Г2ХМФА характер зависимости сохраняется, хотя здесь ускоряющий эффект меньше: 3 раза при 225 и 250 °C и 1,3 раза при 270 и 300 °C.

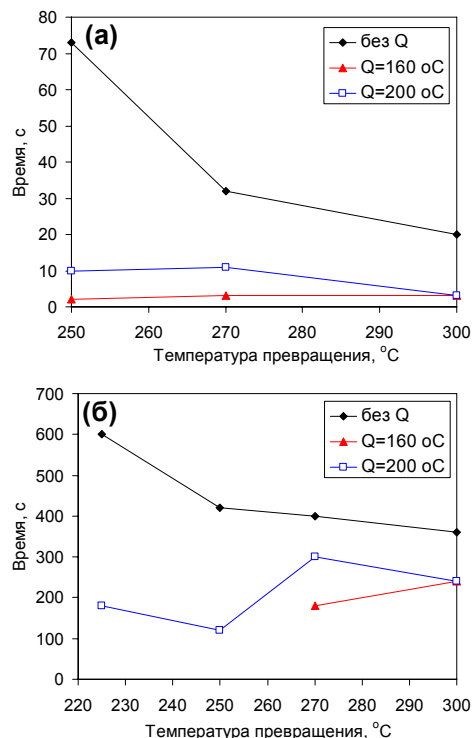


Рис. 4. Время начала превращения аустенита при различных температурах изотермической выдержки:

a – сталь 60С2ХФА, *б* – сталь 55С3Г2ХМФА

Относительно влияния подстуживания на длительность превращения результаты не столь однозначны. В стали 60С2ХФА в целом зафиксировано увеличение времени завершения превращения под влиянием мартенсита (рис. 5а). Обратная картина наблюдается для стали 55С3Г2ХМФБА (рис. 5б): здесь подстуживание ускоряет завершение превращения, причем наиболее резко – при выдержке 225 °С.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии существенного влияния атермического мартенсита на кинетику бейнитного превращения в исследованных сталях. Для них характерно значительное ускорение начала превращения. Сдвиговое превращение при подстуживании приводит к пластической деформации аустенита, что создает термодинамические условия для образования первых зародышей α -фазы на начальном этапе бейнитной реакции. Эти условия связаны с понижением энергетического барьера превращения в местах скопления дефектов решетки. С ростом объемной доли мартенсита аустенит деформируется сильнее, приводя к появлению большого числа мест потенциального зарождения α -фазы.

По мере развития превращения происходит перераспределение углерода из атермического мартенсита в аустенит [9, 10]. Это стабилизирует аустенит, если в стали присутствует повышенное количество кремния, предотвращающего выделение цементита. К факторам стабилизации относятся и сжимающие напряжения, создаваемые в аустенитных участках кристаллами мартенсита. В этой связи подстуживание до 160 °С более

эффективно стабилизирует аустенит, т. к. обеспечивает большую объемную долю атермического мартенсита. В стали 55С3Г2ХМФБА это даже приводит к полному торможению начала превращения при 225–250 °С, так как энергетически барьер превращения оказывается слишком высок в связи с накоплением большой упругой энергии в аустените.

Несмотря на то, что по мере выдержки действие указанных факторов уменьшается (в связи со снижением содержания углерода в решетке мартенсита), эффект стабилизации, очевидно, приводит к тому, что превращение растягивается во времени, особенно на завершающем этапе. Этот вывод, на первый взгляд, не согласуется с данными для стали 55С3Г2ХМФБА (рис. 5а), показывающими ускорение завершения превращения после подстуживания. Однако представляется, что такое «ускорение» является кажущимся. На самом деле имеет место ранняя приостановка превращения в связи с сильной стабилизацией аустенита за счет насыщения углеродом из мартенсита. В этом проявляется действие кремния, содержание которого в стали 55С3Г2ХМФБА в 1,7 раза превышает таковое в стали 60С2ХФА. В этой связи показателен случай с выдержкой при 225 °С после подстуживания до 200 °С, когда превращение приостановилось уже после 600 с выдержки, что соответствует 33-кратному «ускорению» завершения превращения. При низкой температуре выдержки мартенсит долго сохраняет тетрагональность решетки, обеспечивая стабилизацию аустенита за счет создания в нем сжимающих напряжений. Очевидно, что для продолжения приостановленного превращения требуются более длительные выдержки, чем те, что были использованы при исследовании.

Таким образом, влияние атермического мартенсита на кинетику бейнитного превращения носит сложный характер, что необходимо учитывать при выборе режима термообработки для получения нанобейнитной микроструктуры.

Выводы

1. Предварительное подстуживание сталей 60С2ХФА и 55С3Г2ХМФБА ниже точки начала мартенситного превращения ускоряет начало бейнитного превращения при температурах выше M_n , однако в дальнейшем приводит либо к увеличению времени завершения превращения (сталь 55С3Г2ХМФБА 60С2ХФА), либо к ранней его приостановке (сталь 55С3Г2ХМФБА) в связи с сильной стабилизацией аустенита.

2. Подстуживание до 160 °С подавляет превращения в стали 55С3Г2ХМФБА при температуре изотермической выдержки ниже 270 °С.

Статья подготовлена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Украины в рамках госбюджетного проекта 0117U002270.

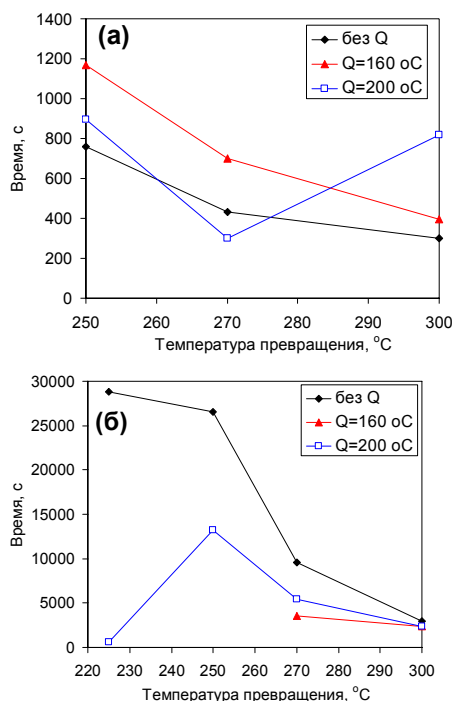


Рис. 5. Время окончания превращения аустенита при различных температурах изотермической выдержки:

а – сталь 60С2ХФА, б – сталь 55С3Г2ХМФБА

Список литературы

1. Юрченко А. Н. Микроструктурные особенности механические свойства и термическая обработка бейнитных сталей / А. Н. Юрченко, Ю. Н. Симонов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение и материаловедение. – 2016. – Т. 18. – № 3. – С. 161–172.
2. Принципы конструирования химического состава сталей для получения структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении / Ю. Н. Симонов, Д. О. Панов, М. Ю. Симонов и др. // МиТОМ. – 2015. – № 7. – 20–28.
3. Luo Y. Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel / Y. Luo, J. M. Peng, H. B. Wang et al. // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – № 527. – P. 3433–3437.
4. Navarro-Lopez A. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below M_s in a low-C High-Si steel / A. Navarro-Lopez, J. Sietsma, M. J. Santofimia // Metallurgical and Materials Transactions. – 2016. – Vol. 47A. – P. 1028–1039.
5. De Knijf D. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel / D. De Knijf, R. Petrov, Cecilia Fojer et al. // Materials Science & Engineering A. – № 615. – 2014. – P. 107–115.
6. Хлестов В. М. Превращение деформированного аустенита в стали / В. М. Хлестов, Г. К. Дорожко. – Мариуполь: ПГТУ, 2002. – 407 с.
7. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
8. Попова Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.
9. Speer J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J. G. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman etc. // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51. – P. 2611–2622.
10. Speer J. G. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation / J. G. Speer, D. V. Edmonds, F.C. Rizzo and etc. // Solid State and Materials Science. – 2004. – Vol. 8. – P. 219–237.

Одержано 04.12.2017

Зурнаджи В.І., Єфременко В.Г., Бриков М.М., Джеренова А.В. Вплив мартенситу на кінетику бейнітного перетворення в сталях 60C2XФА і 55C3Г2ХФМБА

Описано вплив підстужування нижче від точки M_s (до 160 °C і 200 °C) на кінетику бейнітного перетворення в сталях 60C2XФА і 55C3Г2ХФМБА при ізотермічній витримці в діапазоні 225–350 °C. Показано, що в більшості випадків поява мартенситу прискорює початок перетворення, але призводить до уповільнення його закінчення або до раннього припинення за рахунок стабілізації аустеніту.

Ключові слова: мартенсит, аустеніт, бейнітне перетворення, бейніт, кінетика.

Zurnadzhy V., Efremenko V., Brykov M., Dzherenova A. Effect of martensite on kinetics of bainite transformation in steels 60Si2CrVA and 55Si3Mn2CrVMoNb

The effect of cooling below M_s point (up to 160 °C and 200 °C) on the kinetics of bainite transformation in steels 60Si2CrVA and 55Si3Mn2CrVMoNb at isothermal exposure in the range of 225–350 °C is described. It is shown that, in most cases, the appearance of martensite accelerates the beginning of transformation, but leads to a slowing its completion or early delay due to the stabilization of austenite.

Key words: martensite, austenite, bainite transformation, bainite, kinetics.

ОСОБЕННОСТИ ГИДРОАБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Целью работы являлся анализ процессов гидроабразивного изнашивания высокохромистых чугунов в нейтральной среде. Установлено, что в условиях низкоэнергетического воздействия абразива на поверхность изделий эффект Ребиндера является определяющим фактором. Наиболее сильные разрушения происходили на границах зерен, дендритов и зонах раздела фаз, выходящих на поверхность. Проведение отжига при 690...720 °С значительно увеличивало изнашивание. Нормализация от 1050 °С незначительно повышала стойкость чугуна при гидроабразивном изнашивании.

Ключевые слова: чугун, гидроабразивное изнашивание, термообработка, структура.

Высокохромистые чугуны применяются для получения литых корпусов грунтовых насосов, шнеков, лопастей смесителей и других деталей, эксплуатируемых в условиях гидроабразивного изнашивания [1–4]. Повышение срока службы быстроизнашиваемых деталей является важной и актуальной задачей.

Характер и интенсивность износа при гидроабразивном изнашивании определяется физико-химическими процессами, протекающими на поверхности изнашивания. Любая трибосистема имеет конкретные особенности контактирования, которые определяются природой контактирующих материалов, состоянием поверхности контакта и условиями взаимодействия [5]. Наличие жидкой среды вызывает появление эффекта Ребиндера [6, 7], заключающегося в облегчении пластического деформирования, а также возникновении гидродинамического клина на границах зерен и поверхностных дефектах. В работе [8] было установлено, что скорость изнашивания не зависит от макротвердости и концентрации конкретного химического элемента, а определяется, в большей степени, микроструктурой и синергизмом компонентов сплава.

Материал и методики исследований

Исследовали чугуны, содержащие Cr, Mn, Ni и % Si (см. табл. 1). Выплавку опытных составов производили в индукционной печи с основной футеровкой. В сухие песчано-глинистые формы отливали образцы диаметром 30 мм, длиной 400 мм из которых были изготовлены образцы диаметром 25 мм и высотой 10 мм.

Отполированные образцы испытывали в литом и термически обработанном состоянии: после отжига при 690 и 720 °С с выдержкой в течение 9 часов и нормализации от 1050 °С с выдержкой 1,5 и 4,5 часа. Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3 и Duramin-1, макротвердость сплава – на твердомере Роквелла. Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах Sigeta MM-700 МИМ-8 и микроскопе РЕМ 106И.

Таблица 1 – Составы исследуемых чугунов

№	Химический состав, масс. %				
	C	Cr	Mn	Ni	Si
1	1,09	18,33	1,99	1,28	0,90
2	3,54	21,07	1,35	0,13	0,96
3	3,01	29,68	0,72	1,95	0,92
4	2,55	11,91	3,80	2,76	1,08
5	2,93	18,39	0,77	1,39	1,31
6	2,94	18,51	1,64	1,29	1,02
7	2,12	22,06	4,82	0,16	0,98
8	3,26	18,44	5,71	0,14	1,23
9	3,33	20,23	5,53	2,69	1,12
10	2,48	23,41	1,51	1,88	0,99

С целью снижения методологической погрешности все образцы испытывали одновременно. Абразивное изнашивание проводили в среде, состоящей из электрокорунда нормального марки 14А, зернистость F12 по ТУ У 26.80-00222226-016:2006 (25 кг) и питьевой воды (6л) при постоянном перемешивании в бетономешалке в течение 124,5 часов. Износ оценивали по потере массы, отнесенной к площади и времени (г/м²ч).

Анализ полученных результатов

Микроструктура чугунов состояла из карбидов (9...36 %) и различной металлической основы (ферритной, аустенитной и мартенситной). Образцы в исходном состоянии представлены на рис. 1а после изнашивания на рис. 2.



Рис. 1. Образцы чугунов в исходном состоянии с различной маркировкой

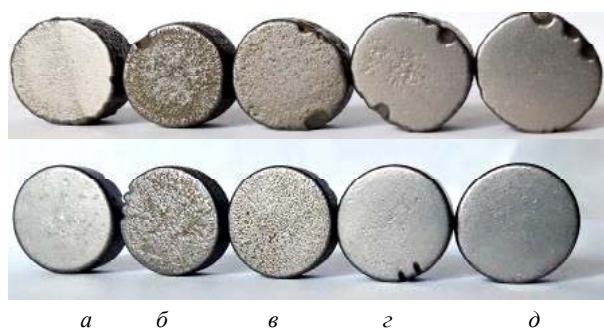


Рис. 2. Образцы чугунов состава 3 (вверху) и состав 4 (внизу) после изнашивания:

а – исходное состояние;
б – после отжига при 690 °С с выдержкой 9 часов;
в – после отжига при 720 °С с выдержкой 9 часов;
г – после нормализации от 1050 °С с выдержкой 1,5 часа;
д – после нормализации от 1050 °С с выдержкой 4,5 часа

Удельные потери массы образцов после гидроабразивного изнашивания представлены в таблице 2. Анализ таблицы 2 показал, что в литом состоянии наименьшие потери массы имели чугуны составов 1 и 3, а наибольшие – состава 9.

Отжиг при 690 °С ухудшил износостойкость у всех марок чугунов. У чугунов составов 3 и 7 отжиг способствовал увеличению износа более чем в два раза.

Отжиг при 720 °С не повлиял на износостойкость чугунов составов 1 и 7, а у остальных чугунов ухудшение было менее значимым, чем после отжига при 690 °С. Наихудшей износостойкостью обладал чугун состава 9 с максимальным количеством марганца и никеля.

Таблица 2 – Удельная величина потерь массы после изнашивания, г/м²ч

№	Вид термической обработки				
	Без ТО	Отжиг		Нормализация	
		690 °С	720 °С	1,5 ч	4,5 ч
1	3,18	3,93	3,15	2,80	2,73
2	4,43	5,92	5,5	3,82	3,65
3	3,02	6,84	3,48	2,8	2,75
4	3,86	7,01	4,65	3,93	3,58
5	3,98	7,79	5,74	3,08	2,98
6	4,11	6,75	5,14	3,27	3,05
7	3,49	7,09	3,51	3,28	2,73
8	4,52	6,34	4,81	4,18	4,52
9	5,36	9,25	5,52	5,61	5,69
10	3,41	5,60	3,76	2,83	2,80

Нормализация при выдержке в исследуемом диапазоне повысила износостойкость практически у всех марок чугунов, за исключением составов 8 и 9. Увеличение времени выдержки при нормализации с 1,5 до 4,5 часов незначительно улучшило показатели износостойкости. Наименьшие потери массы имели чугуны составов 1, 3, 7, 10. У чугунов этих составов нормализация повысила износостойкость по сравнению с исход-

ным состоянием на 9...22 %. Для высокохромистых чугунов составов 1 и 3 (с ферритной основой) проведение нормализации малоэффективно.

Анализ показателей макротвердости чугунов и микротвердости фаз, приведенный в таблицах 3, 4 и 5, не выявил однозначных зависимостей между твердостью и гидроабразивной стойкостью.

Чугун состава 1 имеет гидроабразивную износостойкость на уровне состава 3 при значительно меньшей макротвердости и микротвердости фаз и меньшей концентрации хрома. Анализ взаимосвязи между химическим составом чугунов и их гидроабразивной стойкостью также не дал однозначного ответа.

Очевидно, что такое поведение чугунов в условиях гидроабразивного изнашивания можно объяснить поверхностными явлениями и эффектом Ребиндера, а также другими факторами [6–8]. Изучение поверхности изнашивания показало, что имеются характерные повреждения, похожие по своему виду на коррозионное разрушение (см. рис. 3).

Таблица 3 – Твердость чугунов, HRC

№	Вид термической обработки				
	Без ТО	Отжиг		Нормализация	
		690 °С	720 °С	1,5 ч	4,5 ч
1	34,1	43,2	51,3	36,7	44,5
2	51,5	44,0	38,7	61,7	62,5
3	57,7	50,1	48,5	58,8	60,7
4	38,9	44,0	55,7	37,2	38,0
5	51,2	43,5	37,7	58,2	61,0
6	50,8	46,0	46,5	53,2	58,0
7	43,5	47,0	50,0	45,0	43,2
8	50,5	50,2	53,1	46,8	49,3
9	47,0	56,1	55,0	43,8	43,3
10	44,7	42,7	48,0	43,2	45,0

Таблица 4 – Микротвердость основы чугунов, HV₅₀

№	Без ТО	Отжиг		Нормализация от 1050 °С, выдержка 4,5 ч
		690 °С	720 °С	
1	433	668	435	539
2	473	484	420	998
3	517	587	538	1032
4	330	509	588	658
5	449	455	368	896
6	519	504	445	774
7	423	498	523	479
8	480	710	740	600
9	458	693	657	617
10	449	581	514	397

Поверхность образцов со значительным износом имела ручьевые канавки, возникшие в результате перемещения абразива (см. рис. 3а). Поверхность образцов с минимальным износом была ровной, со следами точечных повреждений, в которых накапливался мелкодисперсный абразив (см. рис. 3б). Кроме этих видов

разрушения, наблюдали фрагментарные выкрашивания в области столбчатых дендритов и центральных областях образцов (см. рис. 3в). Поверхностная зона мелких кристаллов имела меньшие повреждения (см. рис. 2 и рис. 3в).

Таблица 5 – Микротвердость карбидной фазы, HV_{50}

№	Без ТО	Отжиг		Нормализация от 1050 °С, выдержка 4,5 ч
		690 °С	720 °С	
1	1190	1140	1130	1081
2	1297	1188	1385	1343
3	1492	1402	1519	2046
4	1440	1440	987	903
5	1004	1039	1104	1407
6	1082	901	1037	1246
7	1247	1141	1161	921
8	1262	1265	1442	1040
9	1382	1814	1576	1410
10	1185	1128	915	1270

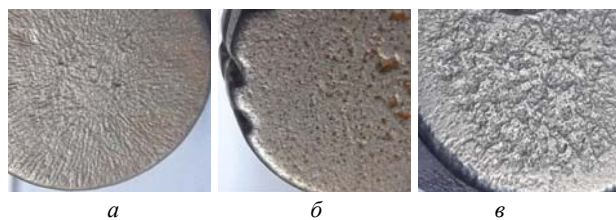


Рис. 3. Поверхность образцов после гидроабразивного изнашивания:

- а* – с радиальными канавками;
б – с точечными и язвенными повреждениями;
в – с фрагментарными разрушениями

При сопоставлении микроструктуры образцов и характера разрушений (рис. 4) видно, что разрушения начинались на границах зерен и границе раздела фаз карбид – основа, а также вдоль дендритной структуры. Разрушенные границы зерен и дендритов являлись направляющими (желобами), по которым двигался мелкодисперсный абразив, образуя канавки.

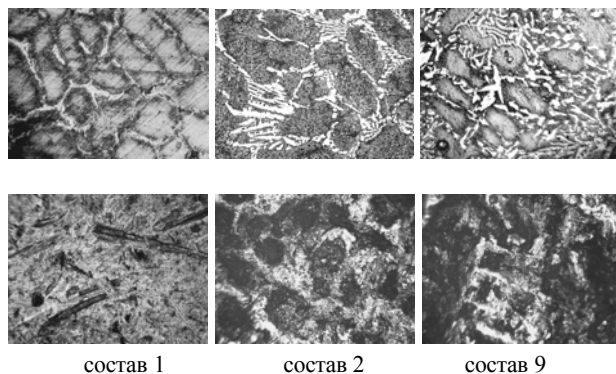


Рис. 4. Микроструктура чугунов (сверху) и поверхность после изнашивания (снизу), $\times 100$

Общим для всех мест разрушения является наличие химической неоднородности, возникшее во время кристаллизации или термической обработки (образование дендритов, формирование карбидной фазы и перераспределение элементов), а также наличие большого количества дефектов кристаллического строения (границы зерен, дендритов и когерентность связей карбидов с основой).

Исходя из этого, можно объяснить негативное влияние отжига при 690 °С, вызывающего стабилизацию карбидной фазы (обеднение хромом границ раздела фаз), увеличивающего химическую неоднородность и уменьшающего когерентность связи карбида с основой.

Возникновение участков металлической основы, содержащей хром менее 11 % (отрицательный потенциал) и более 12 % (положительный потенциал), вызывало возникновение электрохимической коррозии в среде электролита ($pH = 8,0$), которая усиливалась разветвленной поверхностью резания.

Повышение температуры отжига до 720 °С увеличило скорость диффузионных процессов, способствовало выравниванию химического состава, что привело к повышению гидроабразивной стойкости.

Нормализация гомогенизировала чугуны и снизила поверхностную энергию системы, что препятствовало появлению электрохимической коррозии, у большинства исследуемых чугунов и значительно повысила их гидроабразивную стойкость.

Минимальный износ имели чугуны с однородной ферритной основой, легированной хромом, никелем и кремнием (составы 1 и 3) в литом и нормализованном состоянии, а также хромомарганцевые чугуны (составы 7 и 10) с мартенситной основой после нормализации.

Выводы

1. Физико-химические процессы, протекающие на поверхности изнашивания, а также эффект Ребиндера являются определяющими факторами разрушения в условиях низкоэнергетического воздействия абразива в жидкой среде. Наиболее сильному воздействию подвергаются границы зерен, дендритов и зоны раздела фаз, выходящие на поверхность.

2. Отжиг при 690...720 °С ухудшил гидроабразивную стойкость чугунов.

Высокохромистые чугуны, дополнительно легированные Mn, Ni и Si, имели наилучшую гидроабразивную стойкость после нормализации от 1050 °С с выдержкой в течение 1,5...4,5 часа. Проведение нормализации чугунов с ферритной основой нецелесообразно.

Список литературы

1. Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны / М. Е. Гарбер. – М. : Машиностроение, 2010. – 280 с.
2. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании : Научное издание /

- М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко. – Херсон : Гринь Д. С., 2014. – 364 с.
3. Структурно и неструктурно чувствительные свойства хромистых чугунов / А. А. Кириллов, В. Д. Белов, Е. В. Рожкова и др. // Черные металлы. – 2007. – Сентябрь. – С. 7–10.
 4. Analysis of the Structure and Abrasive Wear Resistance of White Cast Iron With Precipitates of Carbides / D. Kopyciski, M. Kawalec, A. Szczekсны and etc. // Archives of Metallurgy and Materials. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences. – 2013. – Vol. 58, Issue 3. – P. 973–976.
 5. Марчук В. Є. Зносостійкість дискретних поверхонь в умовах гідроабразивного зношування / В. Є. Марчук // Проблеми тертя та зношування : наук.-техн. рб. – К. : Вид-во НАУ «НАУ-друк», 2011. – Вип. 55. – С. 182–188.
 6. Ребиндер П. А. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения / П. А. Ребиндер, Е. Д. Щукин // Успехи физических наук. – 1972. – Т. 108, № 9. – С. 3–42.
 7. Лихтман В. И. Влияние поверхностно-активной на процессы деформации металлов / В. И. Лихтман, П. А. Ребиндер, Г. В. Карпенко. – М. : Изд. Академии наук СССР, 1954. – 224 с.
 8. Scholl, Milton R. Development of intermetallic-hardened abrasion-resistant weld hardfacing alloys (1986) / Milton R. Scholl // Scholar Archive, 1991. – 267p. <http://digitalcommons.ohsu.edu/etd/91>

Одержано 16.12.2018

Нетребко В.В. Особливості гідроабразивного зношування високохромистих чавунів

Метою роботи був аналіз процесів гідроабразивного зношування високохромистих чавунів у нейтральному середовищі. Виявлено, що в умовах низькоенергетичного впливу абразиву на поверхню виробів ефект Ребіндера має вирішальне значення. Найбільших руйнувань зазнали межі зерен, дендритів та зони розділу фаз, які виходили на поверхню. Відпал при 690...720 °С значно збільшував зношування. Нормалізація від 1050 °С незначно підвищила стійкість чавунів при гідроабразивному зношуванні.

Ключові слова: чавун, гідроабразивне зношування, термообробка, структура.

Netrebko V. Peculiarities of hydroabrasive wearing of high-chromium cast irons

The purpose of the work was to analyze the processes of hydroabrasive wear of high-chromium cast iron in a neutral environment. It was found that in the conditions of low-energy impact of abrasive on the surface of details, the Rebinder's effect is a determining factor. The greatest destructions have been on the boundaries of grains, dendrites and zones of phase separation, which were on the surface. Annealing at 690...720 °C significantly increased wear. Normalization from 1050 °C slightly increased the resistance of cast iron to hydroabrasive wear.

Keywords: cast iron, hydroabrasive wear, heat treatment, structure.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 620.1-419:629.73.002

Д-р техн. наук С. Б. Беліков, д-р техн. наук І. П. Волчок, д-р техн. наук О. А. Мітяєв,
канд. техн. наук В. М. Плєскач, канд. техн. наук В. О. Савченко

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ В АВІАБУДУВАННІ (ОГЛЯД)

На основі власних досліджень та літературних даних наведена інформація щодо основних властивостей (питомі міцність та модуль пружності, границя втоми, коефіцієнт інтенсивності напружень, густина та ін.) сучасних композиційних матеріалів. Розглянуто перспективи використання композиційних матеріалів у авіабудуванні та в інших галузях промисловості.

Ключові слова: композиційні матеріали, механічні та службові властивості, авіабудування.

Вступ

Традиційно застосовувані металеві та неметалеві матеріали значною мірою досягли своєї границі конструктивної міцності. Разом з тим розвиток сучасної техніки вимагає створення матеріалів, які надійно працюють у складній комбінації силових і температурних полів, при дії агресивних середовищ, випромінювань, глибокого вакууму і високих тисків. Дуже часто вимоги до матеріалів можуть мати суперечливий характер. Відомо, наприклад, що високоміцні сплави, як правило, мають низьку пластичність, високу чутливість до концентраторів напружень і порівняно низький опір розвитку тріщин утоми. Хоча традиційні методи металознавства шляхом легування і термомеханічного оброблення дозволяють істотно підвищити міцність металів і сплавів, вони не можуть змінити модуль пружності високоміцного матеріалу. Визнано, що для конструкційних матеріалів, які працюють у складних умовах, найбільш важливими характеристиками є питома міцність ($\sigma_g / \gamma g$), питома жорсткість ($E / \gamma g$) та коефіцієнт інтенсивності напружень $K_{1C} = \sigma \sqrt{\pi c}$, де σ_g – тимчасовий опір, E – модуль нормальної пружності, γ – густина матеріалу, а g – прискорення вільного падіння, σ – середнє прикладене напруження, c – напівдовжина тріщини. За першими двома показниками композиційні матеріали (КМ) переважають усі відомі конструкційні сплави (рис. 1).

КМ дозволяють одержати задане сполучення різнорідних властивостей: високої питомої міцності і твердості, жароміцності, зносостійкості, теплозахисних властивостей тощо. Спектр властивостей КМ неможливо отримати при використанні звичайних матеріалів. Їх застосування дає можливість створювати раніше не доступні, принципово нові конструкції. Завдяки КМ став

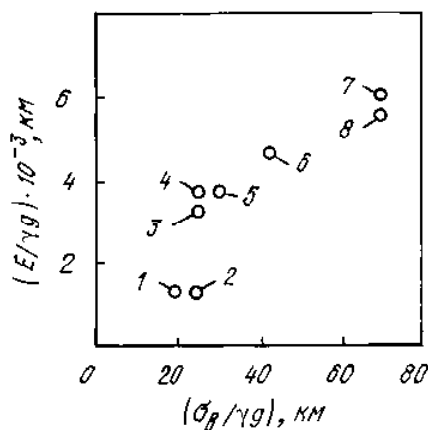


Рис. 1. Питома міцність і питомий модуль пружності деяких неармованих матеріалів і композиційних матеріалів, армованих волокнами (50 об. %):

- 1 – алюміній; 2 – титан і сталь; 3 – титан, армований берилієвим дротом; 4 – титан, армований волокнами SiC; 5 – титан, армований волокнами борсику (SiC/B/W); 6 – алюміній, армований борними волокнами; 7 – епоксидна смола, армована волокнами графіту; 8 – епоксидна смола, армована борними волокнами [1]

можливим новий якісний стрибок у збільшенні потужності двигунів, зменшенні маси машин і конструкцій і підвищенні вагової ефективності транспортних засобів і авіаційно-космічних апаратів. Так, використання КМ в конструкції найбільшого транспортного літака світу АН-225 «Мрія» дало змогу замінити 16 тонн металевих сплавів, збільшити його вантажопідйомність і далькість польоту та зекономити паливе [2–4]. Зараз загальна частка композитних деталей в конструкції літака А380 становить 23 %, а в новітньому літаку А350 – 53 %. За дани-

ми французької фірми Hexcel Composites у майбутніх літаках, які планується ввести в експлуатацію в 2030 році, частка композитів може досягти 70...75 %.

Дисперснозміцнені композиційні матеріали

При дисперсному зміцненні частинки блокують процеси ковзання в матриці. Ефективність зміцнення, за умови мінімальної взаємодії з матрицею, залежить від виду частинок, їхньої об'ємної концентрації, а також рівномірності розподілу в матриці. Застосовують дисперсні частинки тугоплавких фаз типу Al_2O_3 , Si_2O_2 , BN, SiC, які мають малу густину і високий модуль пружності. КМ звичайно одержують методом порошкової металургії, важливою перевагою якого є ізотропність властивостей у різних напрямках (табл. 1).

Ефективність зміцнення матриці некогерентними дисперсними частинками фаз залежить від їхнього розміру і відстані між сусідніми частинками. Найбільший ефект зміцнення спостерігається при розмірі частинок менше 0,1 мкм, відстані між ними $S_v = 0,01...0,3$ мкм і кількості їх близько 15 % за об'ємом. Дисперсійні композиційні матеріали мають подібність з традиційними сплавами, які дисперсійно твердіють і в яких дисперсні частинки, що виділяються при старінні, також зміцнюють матрицю. Однак у сплавах, що дисперсійно твердіють, ефект зміцнення знижується при нагріванні за рахунок розчинення, коагуляції та розупорядкування. Головна ж перевага дисперснозміцнених композитів полягає не в підвищенні границі плинності при кімнатній температурі, а в здатності зберігати високий рівень границі плинності і, відповідно, збільшувати опір повзучості матриці в широкій температурній області. Тому як дисперсні фази доцільно використовувати фази, які нерозчинні в матриці та некогерентні з нею.

Роль армувальних частинок зводиться не стільки до зміцнення матриці, скільки до перерозподілу прикладеного навантаження між матрицею і наповнювачем. Причому важливе значення матриці – це передача навантаження армувальним частинкам.

Марки САП, застосовувані в Україні, містять 6...23 % Al_2O_3 . Розрізняють САП-1 із вмістом 6...9 %, САП-2 із 9...13 %, САП-3 з 13...18 % Al_2O_3 . Зі збільшенням об'ємної концентрації оксиду алюмінію зростає міцність композиційних матеріалів. При кімнатній температурі характеристики міцності САП-1: $\sigma_s = 280$ МПа, $\sigma_{0,2} = 220$ МПа; САП-3: $\sigma_s = 420$ МПа, $\sigma_{0,2} = 340$ МПа.

Матеріали типу САП за жароміцністю переважають всі ливарні та деформівні алюмінієві сплави. Навіть при температурі 500 °С їх σ_s становить не менше 60–110 МПа. Жароміцність пояснюється гальмувальною дією дисперсних частинок Al_2O_3 на процес рекристалізації. Характеристики міцності сплавів типу САП досить стабільні. Випробування тривалої міцності сплавів типу САП-3 протягом 2 років практично не вплинули на рівень властивостей як при кімнатній температурі, так і при нагріванні до 500 °С. При 400 °С міцність САП була в 5 разів вищою від міцності алюмінієвих сплавів, що піддають старінню.

Сплави типу САП застосовують у авіаційній техніці для виготовлення деталей з високою питомою міцністю і корозійною стійкістю, що працюють при температурах до 300–500 °С. З них виготовляють штки поршнів, лопатки компресорів, оболонки тепловідільних елементів, що виділяють тепло і труби теплообмінників.

Методом порошкової металургії одержують КМ з використанням дисперсних частинок карбіду кремнію SiC. Хімічна сполука SiC має низку позитивних властивостей: високу температуру плавлення (більше 2650 °С), високі міцність (близько 2000 МПа) і модуль пружності (≈ 450 ГПа), малу густину (3,2 г/см³) і добру корозійну стійкість. Температурні залежності міцності та модуля пружності КМ Д16 – 20 % SiC порівняно з σ_s сплаву Д16 наведено на рис. 2.

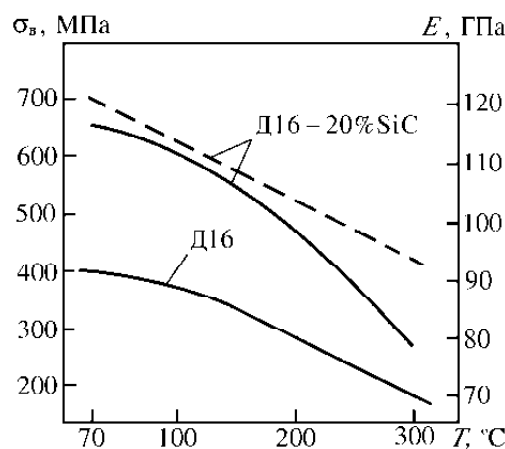


Рис. 2. Температурна залежність міцності (—) і модуля пружності (---) КМ Д16 – 20 % SiC

Таблиця 1 – Властивості дисперсних частинок керамічних наповнювачів

Властивість	TiB ₂	SiC	Al ₂ O ₃	BN	AlN
Густина, г/см ³	4,52	3,19–3,21	3,9–4,0	2,25	3,25–3,3
ТКЛР · 10 ⁶ , К ⁻¹	4,6–8,1	4,63–4,7	3,6–9,5	0,8–7,5	53
E, ГПа	500	350–490	380–490	90	350–380
σ _в , ГПа	1,29	0,4–1,7	0,2–6,5	1,2–1,38	3,5–7,0
σ _{0,2} , ГПа	—	1,4–17	1,7–2,5	—	—
HV, ГПа	—	24–28	15–18	—	12
T _{пл} , К	3253	2873–2970	2313	3253	2703

Матриця, крім забезпечення міцності й монолітності конструкції, повинна мати необхідну пластичність і бути працездатною в тій температурній області, для якої призначений КМ. Для виготовлення КМ, застосовуваних при температурах нижче 200 °С, належать полімерні матриці. До таких композитів відносяться склопластики, армовані короткими скляними волокнами в матриці з поліефірної смоли. Склопластики застосовують для виготовлення корпусів автомобілів, човнів, деяких побутових приладів. Як матриці також використовують термореактивні полімери, в яких поперечні зв'язки між основними ланцюгами формують тверду структуру з тривимірною сіткою. Такими полімерами є епоксидні смоли, які завдяки поперечним зв'язкам мають високу термостійкість. На рис. 3 схематично показаний спосіб виготовлення такого композиту. Волокна змотують з бобін, піддають поверхневому обробленню, що поліпшує адгезію, протягують через ванну, де їх покривають полімерною смолою. Смола скріплює волокна в плоский джгут – стрічку. Готові стрічки збирають у шаруватий листовий матеріал або ж намотують у більш складні форми. Складений в листи або намотаний матеріал піддають термообробці для підвищення твердості. Шари можна накладати по черзі з різним напрямком волокон і формувати в композиті картату структуру арматури. Це надає матеріалу жорсткість.

Недоліком такого композиту є відсутність поперечного армування в кожному окремому шарі та між шарами. Тому матеріал може розшаровуватися. До того ж, тріщина в об'ємному зразку з такого КМ, що може з'явитися, легко знаходить шлях поширення між шарами. Для усунення цих недоліків виготовляють ткани КМ.

Для роботи при вищих температурах застосовують металеві матриці. Звичайно використовують метали з малою густиною – алюміній, магній і рідше титан. Металеві КМ мають низку переваг над полімерними. Крім вищої робочої температури, вони характеризуються кращими ізотропією і стабільністю властивостей у процесі експлуатації, а також вищою ерозійною стійкістю.

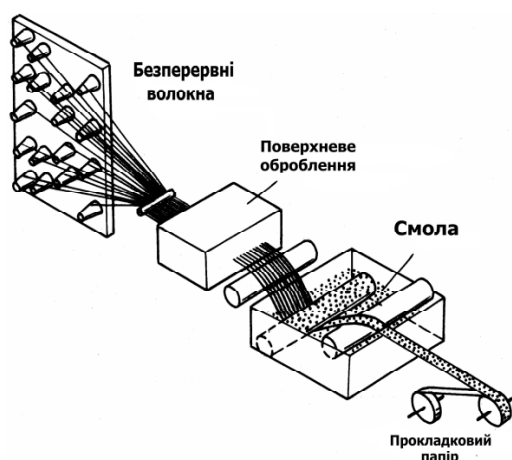


Рис. 3. Схема виготовлення композитного матеріалу

Армувальні волокна МКМ, крім високої міцності й твердості, повинні мати добре змочування розплавленою матрицею в процесі виготовлення композиту. Важливими умовами є також слабка взаємодія волокна з матеріалом матриці і його висока стійкість до окислення. Для армування металевих КМ звичайно використовують безперервні волокна: вуглецеві (ВВ), борні (В), оксиду алюмінію (Al_2O_3), карбіду кремнію (SiC), карбіду бору (B_4C), нітриду бору (BN), дибориду титану (TiB_2), оксиду кремнію (SiO_2). Також як волокна застосовують металевий тонкий дріт, отриманий методом волочіння зі сталі, W, Ti, Mo і Be. Рідше використовують ниткоподібні, спеціально вирощені кристали різних матеріалів [5].

Волокна бору звичайно одержують осадженням бору з газової фази при дисоціації його галоїдних сполук, наприклад трихлористого бору BCl_3 . Бор осаджується на основу з тонкої (12 мкм) вольфрамової нитки, нагрітої до 1100...1200 °С. У процесі осаджування бор дифундує у вольфрамову основу, утворюючи бориди вольфраму в осерді волокна. Час перебування волокна в реакційній камері становить 1...2 хв. Загальний діаметр волокна бору становить 100...150 мкм. Волокно бору після виходу з реактора проходить вимірювання діаметра і намотується на готові до вживання шпулі або йде на подальше перероблення. Для захисту волокон бору від взаємодії з розплавом алюмінію на їхню поверхню наносять покриття з карбіду кремнію (борсик) або карбіду бору. Будова стрічки товщиною 0,5 мм із композиційного матеріалу алюміній – волокна бору наведена на рис. 4, властивості волокон бору – в табл. 2.

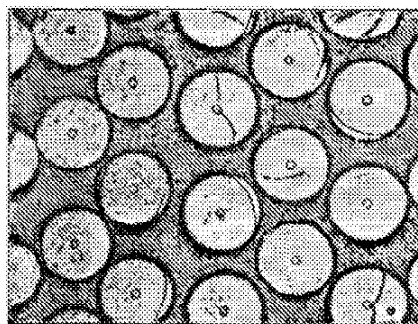


Рис. 4. Будова композиційного матеріалу Al-B

На рис. 5 наведені типові властивості композиційного матеріалу на основі алюмінієвого сплаву, армованого борним волокном (з покриттям карбідом кремнію).

Недоліком волокон бору (див. табл. 2), отриманих за цією технологією, є висока вартість вольфрамової нитки. Розроблено процес заміни вольфрамової струмопровідної нитки на підкладку дешевшого вуглецевого волокна діаметром 30 мкм.

Технологія виготовлення волокон карбіду кремнію, отриманих осадженням з газової фази на струмопровідну підкладку, багато в чому схожа на процес одержання борних волокон. Як підкладку застосовують вольфрамову

Таблиця 2 – Властивості волокон бору

Підкладка	Покриття	Діаметр волокна, мкм	γ , г/см ³	σ_g , МПа	E , ГПа
Вольфрам	—	100*	2,6...2,62	2800...3500	400
Те ж	—	140*	2,46...2,55	3500...200	400...420
—	—	200*	2,40	3300...3500	400
Вуглець	—	100...200	2,22...2,27	3320	370...390
Вольфрам	SiC	140	2,70	2900...3100	400
Те ж	B ₄ C	140	2,46	3780...4200	400...410

* Температурний коефіцієнт лінійного розширення $(4,5 \div 5,0) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; коефіцієнт Пуассона 0,2

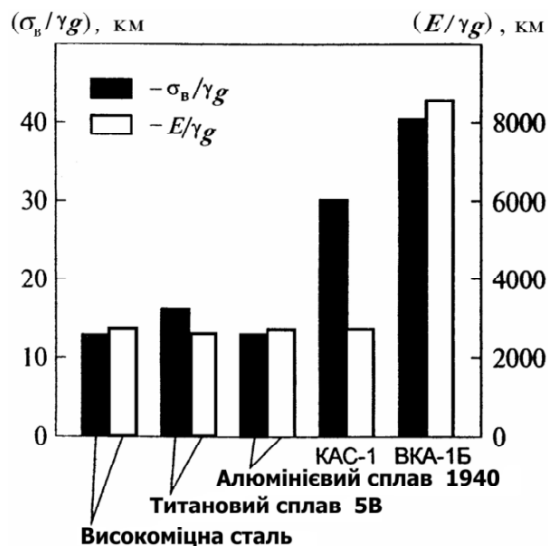


Рис. 5. Питомі міцність і жорсткість сталі, титанового, алюмінієвого сплавів і композиційних матеріалів
Al – сталевий дріт (КАС-1) і Al – борне волокно (ВКА-1Б)

або вуглецеву нитку. Основна відмінність процесу полягає в складі газового середовища, де здійснюється осадження карбіду кремнію. Процес осадження йде при нагріванні підкладки до 1200...1400 °С.

Залежно від використання волокна в тій або іншій матриці (титан, алюміній) поверхня волокна може бути збагачена вуглецем. Так, крім звичайного волокна SiC у промислових масштабах виробляється волокно карбіду кремнію SCS-2 з різним поверхневим обробленням: наприклад, волокно SCS-2 має збагачений вуглецем шар товщиною 1 мкм. Волокна карбіду кремнію на вольфрамовій і вуглецевій підкладці діаметром 100–140 мкм

випускаються в промислових масштабах; їхні основні властивості наведені в табл. 3. Волокна карбіду кремнію мають добру теплостійкість, стійкість до окиснення і мало реагують з матричним металом.

Сировиною для одержання високоміцних і високомодульних вуглецевих волокон є такі полімери з високим вмістом вуглецю, як поліакрилонітрил (ПАН), і рідше – пек і віскоза. ПАН-волокно витискають через малі отвори і піддають піролізу в інертній атмосфері при температурі близько 2000 °С. Вуглецеві волокна випускають у вигляді ниток, що містять до 10 000 елементарних волокон, діаметр яких становить близько 7 мкм. Модуль пружності та міцність волокна не змінюються при нагріванні його до 600 °С. Вуглецеві волокна мають низьку густину (до 2 г/см³), високі значення міцності та модуля пружності, що становлять відповідно 4000 МПа і 700 ГПа. Їх частіше застосовують для армування полімерних матриць, але останнім часом використовують й у МКМ.

Волокнисті композити одержують різними методами. До них належать просочення пучка волокон розплавами алюмінію і магнію з низькою температурою плавлення, плазмове напилювання, застосування методів гарячого пресування, іноді з наступною гідроекструзією або прокатуванням заготовок. При армуванні безперервними волокнами композицій типу «сендвіч», які складаються з шарів, алюмінієвої фольги й волокон, що чергуються, застосовують прокатування, гаряче пресування, зварювання вибухом, дифузійне зварювання. Лиття прутків і труб, армованих високоміцними волокнами, здійснюється з рідкометалевої фази. Пучок волокон безупинно проходить через ванну з розплавом і просочується під тиском рідким алюмінієм, магнієм або рідкою смолою у випадку виготовлення полімер-

Таблиця 3 – Властивості* волокон карбіду кремнію

Матеріал підкладки	Діаметр волокна, мкм	γ , г/см ³	σ_g , МПа	E , ГПа
Вольфрам	100	3,05...3,2	3400...4000	406...428
Вольфрам	140	3,15...3,45	3100...4000	407...428
Вольфрам, SCS-2	140	3,05	3450	407
Вуглець	140	2,89...3,05	4000...4300	420...440

* Коефіцієнт Пуассона волокон 0,2; температурний коефіцієнт лінійного розширення $(4 \div 5,2) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

ного матеріалу. При виході з просочувальної ванни волокна з'єднуються і пропускаються через фільтр, яка формує прутко або трубу. Цей метод забезпечує максимальне наповнення композиту волокнами (до 85 %), їхній однорідний розподіл у поперечному перерізі й безперервність процесу.

Для багатьох видів волокон розроблені технологічні процеси нанесення покриттів для забезпечення кращої змочуваності й окислостійкості та оптимальної взаємодії волокна з матрицею. Волокна бору захищають від реагування з розплавами титану і алюмінію створенням на поверхні дифузійного бар'єру з карбідів кремнію або бору. Волокна бору, захищені карбідом кремнію, називають borsic (борсик). Через високу здатність вуглецевих волокон до окиснювання на їхню поверхню наносять спеціальні покриття, а процеси перероблення здійснюють у захисній атмосфері.

Вуглецеві волокна мають негативні значення температурного коефіцієнта лінійного розширення, завдяки чому з'являється можливість при відповідному укладанні волокон одержувати ТКЛР композиційних матеріалів, близьким до нуля.

КМ системи Al-B одними з перших знайшли застосування в авіації та машинобудівній галузі. Це пояснюється їхніми високими властивостями: міцністю і твердістю при порівняно невеликій густині, що дозволяє зменшити масу виготовлених конструкцій. Основним методом одержання КМ системи Al-B є дифузійне

зварювання під тиском методом гарячого пресування чи прокатування шарів борного волокна і алюмінієвої матриці, що чергуються. При використанні борних волокон з покриттями з SiC або B₄C можна одержувати КМ методом просочення розплавом матриці [6].

Типовим представником бороалюмінієвих композитів є матеріали ВКА-1 на основі корозійностійкого алюмінієвого сплаву 1561. В табл. 4 наведені його основні фізико-механічні властивості, а також властивості КМ марки КАС-1, армованого тонким сталевим дротом ВНС-9. Властивості наведені в напрямку армування при об'ємному вмісті борних волокон 40...45 %.

За рівнем фізико-механічних властивостей композиційні матеріали марок ВКА-1Б і КАС-1 не поступаються кращим металокомпозитам фірм «Avco Speciality Div.», «DWA Composite Speciality», «Dural Aluminium Composite Corp.» [5].

Як видно на рис. 6, за питомою міцністю і жорсткістю композити ВКА-1Б і КАС-1 в 2–3 рази переважають всі сучасні суднобудівні металеві конструкційні матеріали (сталі, титанові й алюмінієві сплави). Межопрацювання його на базі $2 \cdot 10^6$ циклів становить $\approx 0,7$ границі міцності при розтягу ($\sigma_g > 700$ МПа), у той час як для гомогенних металевих конструкційних матеріалів він не перевищує 0,4. Високі властивості КМ зберігаються аж до температури 500 °С.

Таблиця 4 – Механічні властивості В-А1 композитів

Марка композиту	ВКА-1Б	КАС-1
Границя міцності, МПа:		
- при розтягу	1100	1300
- при згині	1500	1400
- при стисканні	> 2000	1400
Модуль нормальної пружності, ГПа	> 200	110
Густина, г/см ³	2,65	4,2
Міцність при зсуві, МПа	150	140
Границя утоми на базі $2 \cdot 10^6$ циклів, МПа	700	400
Питома міцність при розтягу, км	> 40	30
Питома жорсткість, км	> 7500	2600

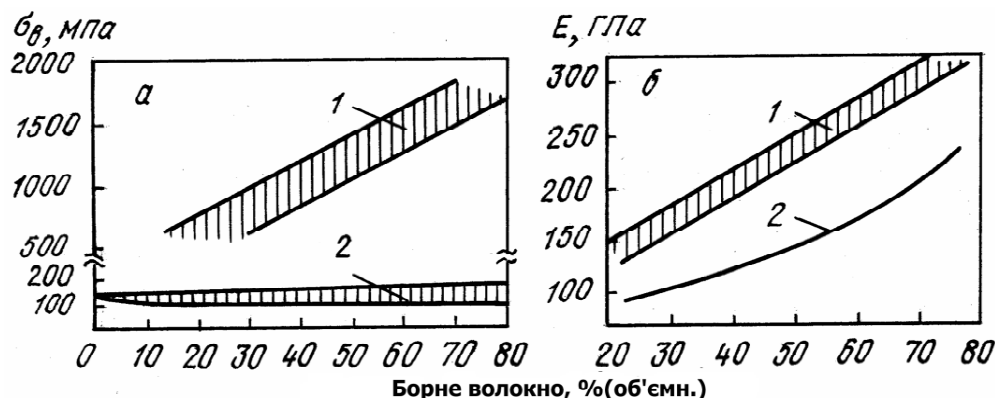


Рис. 6. Залежність тимчасового опору (а) і модуля пружності (б) бороалюмінієвого композиційного матеріалу уздовж (1) і поперек (2) осі армування від об'ємного вмісту борного волокна

Вуглеалюмінієві КМ як армувальний матеріал містять близько 50 % (об.) вуглецевих волокон і стільки ж різних алюмінієвих сплавів. Звичайно вуглеалюмінієвий композит виготовляють методом просочування армувального каркасу з вуглецевих волокон у ливарній прес-формі матричним розплавом під тиском.

КМ системи $Al-Al_2O_3$. Волокна Al_2O_3 просочують під тиском матричними алюмінієвими сплавами систем $Al-Cu-Mg$, $Al-Si-Cu$. Перевага цієї системи КМ порівняно з вуглеалюмінієм – вища корозійна стійкість. Міцнісні властивості КМ $Al-Al_2O_3$ перебувають на рівні $\sigma_s = 600 \dots 1100$ МПа, $E = 107$ ГПа.

Галузі застосування: суднобудування (гребні гвинти, корпуси торпед), авіакосмічна техніка (антени, платформи), військова техніка (корпуси двигунів, стабілізатори ракет), автомобілебудування (шатуни, голівки поршнів, деталі гальмівної системи) [6].

Міцність, модуль пружності і коефіцієнт інтенсивності напружень односпрямованих композиційних матеріалів на основі алюмінію, магнію й титану підвищуються зі збільшенням у композиції об'ємного вмісту волокон. Вплив температури випробування на питому міцність і жорсткість композиційних матеріалів різних класів наведено на рис. 7.

Для дуже високих температур, наприклад, у камерах згоряння реактивних двигунів, використовуються системи, що містять Mo і W дріт у матрицях з титану і суперсплавів. Найбільша міцність $\sigma_s \approx 2,2$ ГПа при температурі $1093^\circ C$ має дріт зі сплаву $W-Re-Hf-C$, яка в 6 разів більша від міцності нікелевих або кобальтових суперсплавів при такій же температурі.

Більші перспективи відкриваються з розвитком процесів об'ємного армування металевих КМ. Зокрема, для металевих КМ об'ємне армування дає істотний виграш в ударній в'язкості. Система Al_2O_3/Al тривимірного армування поглинає майже таку саму енергію удару, як і чистий метал. Армування по товщині, забезпечуване тривимірною волокнистою структурою, запобігає розшаруванню й обмежує поширення тріщин.

В авіації та ракетно-космічній техніці найширше використовують КМ з борними волокнами. Деталі з боропластику і бороалюмінію застосовують такі великі фірми США, як «Локхід», «Боїнг», «Дженерал Дайнемікс». Із них виготовляють горизонтальні та вертикальні стабілізатори, стерня, елементи хвостового оперіння лонжерони, лопаті гвинтів, обшивку крил тощо [4].

Полімерні композити. До недоліків металевих КМ належать їх порівняно висока вартість і складність виготовлення. За вартістю на сьогодні вони перевищують показники полімерних КМ у кілька разів. Матрицею в полімерних КМ служать епоксидні, фенолоформальдегідні, поліефірні та інші смоли, а зміцнювальним компонентом волокнистих ПКМ – борні, вуглецеві та скляні волокна, а також волокно карбиду кремнію, оксиду алюмінію, оксиду цирконію та металевий дріт. Як було показано на рис. 1, за показниками питомої міцності й питомого модуля пружності ПКМ перевищують деякі неармовані матеріали та волокнисті композити [7–12].

За типом армувального волокна ПКМ поділяються на групи: склопластики (підвищена міцність і низька ціна), органопластики (високі ударна в'язкість, питома міцність і жорсткість, витримують температуру від 100 до $300^\circ C$), вуглеволоконіти (високі механічні і службові властивості, застосовуються в авіаційній та космічній техніці), бороволоконіти (підвищена міцність, жорсткість, твердість, робота при температурі до $300^\circ C$, використовуються в авіаційній та космічній техніці). Корпус і робочі лопатки реактивного двигуна Lear виробництва CFM International виробляються з пластику армованого вуглецевими волокнами [4].

Вуглець-вуглецеві композиційні матеріали. Вуглець-вуглецеві композиційні матеріали (ВВКМ) з'явилися в останні роки. Вони характеризуються хімічною інертністю, малою густиною, добрими електрофізичними властивостями, можливістю регулювання теплопровідності та електричного опору в широких межах. Під «вуглецевими матеріалами» прийнято розуміти матеріали з графітоподібною структурою – від кристалічної до аморфної.

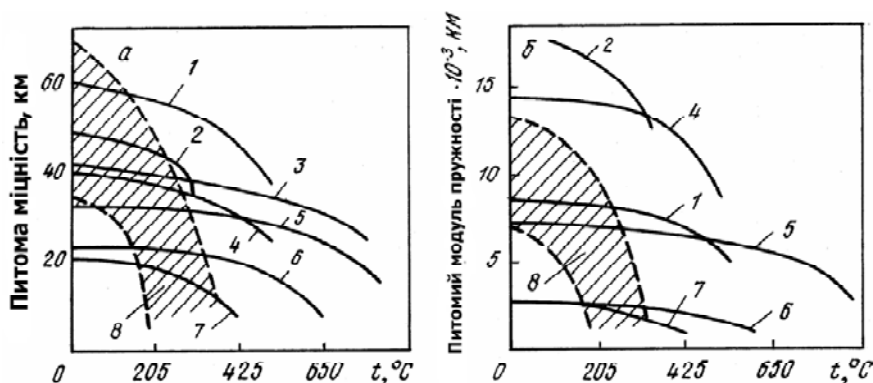


Рис. 7. Залежність питомої міцності (а) і питомої пружності (б) матеріалу від температури:

1 – B/Al ; 2 – $B-B/Mg$; 3 – B/Ti ; 4 – $B-B/Al$; 5 – SiC/Ti ; 6 – Ti ; 7 – Al ; 8 – заштрихована область – КМ вуглецеве волокно/полімерна смола

У наш час найінтенсивніше розвиваються матеріалознавство, технологія і галузі застосування ВВКМ. Незважаючи на відносно високу вартість, ВВКМ знаходять застосування насамперед у авіації та космонавтиці, крім цього в медицині, у вузлах реакторів термоядерного синтезу, в автомобілебудуванні та при виготовленні спортивного інвентарю. Специфіка використання властивостей ВВКМ пов'язана з низкою унікальних особливостей, властивих класу вуглецевих матеріалів. Наявність волокнистого наповнювача в об'ємі ВВКМ робить рівень їхніх фізико-механічних властивостей недостижним для традиційних вуглецевих матеріалів. Варіювання просторовим розташуванням волокнистого наповнювача композиту є ефективним інструментом у керуванні анізотропією властивостей ВВКМ.

ВВКМ складаються з армувального каркасу і вуглецевої матриці в його об'ємі. Для армування використовують вуглецеві волокна (ВВ), що мають не тільки різні характеристики, але й різні просторові сполучення, які визначають процес заповнення каркасу вуглецевою матрицею. Волокна бувають трьох основних груп: високомодульні, високоміцні та волокна з підвищеним видовженням (табл. 5). Властивості волокон залежать від підготовки вихідної сировини і технології їх виготовлення.

Методи виготовлення об'ємних структур вуглецевих каркасів різноманітні. Відомі такі технологічні заходи, як ткацтво сухих ниток, прошивання тканин, намотування ниткою, складання жорстких стрижнів, а також комбінація цих методів. Керування анізотропією властивостей ВВКМ здійснюється шляхом варіювання укладанням арматури. Вибір схеми армування композиту роблять на підставі даних про розподіл температурних і силових полів і характер навантажування готового виробу.

Вуглецева матриця в композитному матеріалі бере участь у створенні тримальної здатності композиту, забезпечує передання зусиль на волокна. Від властивостей матриці залежать фізико-хімічні властивості матеріалу в цілому. В основі процесів одержання вуглецевих матриць лежать термохімічні (піролітичні) перетворення органічних сполук (мономерів, пеків, сітчастих полімерів) у газоподібному або конденсованому стані з формуванням різних модифікацій вуглецю і його сполук.

На цей час розроблені дві принципово різні технології одержання ВВКМ – рідкофазна і газопіролітична. У першому випадку волокнистий вуглецевий каркас просочується природним (кам'яновугільний або нафто-

вий пек) або синтетичною зв'язкою, наприклад, фенолоформальдегідною. За газофазною технологією вуглецева матриця у волокнистому вуглецевому каркасі формується в результаті осаджування вуглецю, який утворюється при розкладанні природного газу.

Застосування ВВКМ. Вуглець-вуглецеві композиційні матеріали перспективні для застосування в газотурбінних двигунах (ГТД) [13]. До їх переваг належать низька густина, високі міцнісні характеристики і теплопровідність. Однак для них необхідне вирішення проблеми вигорання або окиснювання при температурах вище 370 °С шляхом застосування захисних покриттів. Зокрема, фірма «Вільям інтернейшнл» (США) проводить випробування турбінної форсунки з вуглець-вуглецевого композиційного матеріалу з покриттям із карбіду кремнію.

Нові ВВКМ, які зможуть працювати при температурах до 1927 °С, пропонується застосовувати в ГТД з дуже низькою витратою палива [12]. Одержання таких композитів можливо з використанням захисних покриттів, що не змінюють механічні властивості композиту. Крім того, проводяться роботи зі зниження ступеня окиснювання в інтервалі температур 538–760 °С. Однак відзначається обмеженість можливостей застосування широкого кола протиокиснювальних речовин, тому що виникає проблема збереження високого рівня механічних властивостей ВВКМ.

Фірмою «Ліцзяс дивіжн» (США) виготовлене колесо турбіни діаметром 365 мм, масою 3,4 кг з ВВКМ, яке успішно пройшло стендове випробування при дії на нього навантаження 2000 Н при швидкості його обертання 28 000 об/хв. Фірма «Пратт та Уїтні» (США) виготовляє панелі з тривимірного тканого ВВКМ з ребрами жорсткості для слабонавантажених конструкцій з внутрішнім кріпленням, призначеним для використання в перспективних ГТД. З ВВКМ на основі віскозних вуглецевих волокон фірма «Аерогент» (Франція) пропонує виготовляти вихідні сопла двигунів.

Основні напрямки робіт із застосування деталей з ВВКМ у конструкції ГТД спрямовані на одержання антиокиснювальних покриттів або заміну, повну або часткову, вуглецевої матриці на карбідну. Японською фірмою «Норитак» розроблений новий високоміцний композит з керамічною матрицею, армований вуглецевими волокнами. Матеріал має високу ударну в'язкість, яка в 6 разів вища від ударної в'язкості традиційних керамічних матеріалів і не погіршується в інтервалі температур до 1200 °С. Для одержання матеріалу з високими характеристиками міцності на розрив і в'яз-

Таблиця 5 – Властивості вуглецевих волокон

Тип волокна	d , мкм	γ , кг/м ³	σ , МПа (розрив)	E , ГПа
Високомодульне	8,3	2000	2100	413
Високоміцне	7,7	1800	2400...3200	240...290
З підвищеним видовженням	6,9...7,4	1750	2300...2900	170...200

кості руйнування, вміст вуглецевих волокон у матеріалі повинен становити від 30 до 45 %. Такий матеріал має в'язкість руйнування $29 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{-2}$ і міцність при згині 690 МПа у випадку використання як матриці нітриду кремнію, і 18 та 610 МПа відповідно у випадку використання муліту [1].

Високощільні багатоармовані ВВКМ, отримані із застосуванням пеку, успішно застосовують у соплах ракетних двигунів у найбільш теплонапружених зонах, замінюючи маломіцні графіти та важкі тугоплавкі сплави на основі вольфраму і молібдену. Так, у двигунах ракет типу «Minuteman» соплові вкладні критичного перетину виконані у вигляді моноблочної конструкції з ВВКМ зі структурою 3D, що дозволило при модернізації двигунів знизити масу вузла, забезпечити необхідні тягові характеристики та підвищити надійність роботи сопла. У малогабаритних порохових ракетах неохолоджувана конструкція сопел часто виконується з різнорідних матеріалів. Властивості цих матеріалів для вкладнів критичного перетину наведені в табл. 6, з якої видно, що комплекс характеристик ВВКМ (густина, міцність, термостійкість) забезпечує високу ерозійну стійкість і дозволяє одержати оптимальну за масою концентрацію вкладня. ВВКМ мають особливі переваги при їхньому використанні в гальмових дисках авіаколіс. Перші повідомлення про успішну реалізацію цих ідей з'явили-

ся в 1980-х роках. На підставі проробок численних варіантів конструкцій з різних матеріалів (сталі, берилію, металокераміки та ін.) для гальм міжконтинентальних літаків фірма «Dunlop» (Англія) установила, що застосування ВВКМ дає вираш у масі вузла до 450 кг . При цьому строк експлуатації вузлів може досягати 2000 посадок літака проти 600 посадок зі сталевими дисками. Відоме використання ВВКМ для виготовлення крайок несучих поверхонь літальних апаратів, бронювання відсіків танків і суден.

Іншою галуззю застосування ВВКМ є атомна енергетика. З цих матеріалів виготовляють труби та елементи кріплення теплообмінників для високотемпературних атомних реакторів з гелієвим охолодженням. Абсолютна інертність вуглецю стосовно кислот, лугу і солевих розчинів, а також стосовно органічних розчинників визначає ВВКМ як досить цінний матеріал для хімічної апаратури і пристроїв, умови роботи яких вимагають застосування матеріалів з високою механічною міцністю.

Вуглецева основа ВВКМ, особливості структури й армування матеріалу, а також існуючі способи його одержання дозволяють широко варіювати властивості ВВКМ, що значно розширює галузі їх застосування в майбутньому. Характеристики матеріалів, отриманих за типовою технологією, наведені в табл. 7.

Таблиця 6 – Деякі властивості матеріалів сопла

Матеріал	Температура плавлення (сублімації), °C	Густина, г/см^3	Міцність при згині, МПа	Теплопровідність, Вт/м^2	Ерозійна стійкість
Склопластик (кварц)	1400	1,72	110...160	0,4...0,9	Низька
Вуглепластик	> 700	1,45	60...90	1,0...1,6	Задовільна
	(карбонізування)				
Псевдосплав (W + Mo)	3100	1,40	240	20	Висока
Графіт	3700	1,65	29...28	60...120	Добра
	3700	1,88	34...38	80...160	Добра
Високощільний графіт ВВКМ	3700	1,80	90...110	40...70	Висока

Таблиця 7 – Типові експлуатаційні властивості ВВКМ

Характеристики	Вітчизняні ВВКМ	Закордонні аналоги			
		Sekarb-SOO	Sekarb-SF	Aerolor-32	Aerolor-33
Густина, г/см^3	1,91	1,87	2,0	1,93	1,85
Міцність при розтягу, МПа	113,0	–	130,0	170,0	80,0
Модуль пружності, ГПа	52,5	–	62,0	–	–
Міцність при стиску, МПа	145,0	95,0	115,0	130,0	100,0
Коефіцієнт теплопровідності, $\text{Вт/м} \cdot \text{К}$	61,0	100,0	180,0	150,0	200,0
$\text{ТКЛР} \cdot 10^6, \text{К}^{-1}$	3,4	1,5	0,5...4,0	–	–
Діаметр, мм:					
заготовки	410	500	500	–	–
стрижнів	1,2	1,0...1,8	–	1,6	1,2
Температура оброблення, °C	–	3000	–	2700	195

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. – 534 с.
2. Матеріалознавство : підручник / [Дяченко С. С., Дощечкіна І. В., Мовлян А. О., Плешаков Е. І.]. – Харків : Видавництво ХНАДУ, 2007 – 440 с.

3. Савченко В. А. Проблемы и перспективы применения композиционных материалов в авиастроении. Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научн. трудов / Савченко В. А. – Днепропетровск : ПГА-СА, 2015. – Вып.80– С. 290–296.
4. Авиационные материалы и технологии: настоящее и будущее // Информационно-аналитический сборник материалов зарубежных периодических изданий и научных трудов. – Запорожье : Издательский комплекс АО «Мотор Сич». – 2016. – № 2 (1). – 145 с.
5. Дж Любин Справочник по композиционным материалам / Дж Любин. – М. : Машиностроение, 1988. – 584с.
6. Березовский В. В. Применение дисперсно-упрочненных металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC в авиационной промышленности // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 4 [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/38.pdf>
7. Промышленные полимерные композиционные материалы / под. ред. М. Ричардсон. – М. : Химия, 1980. – 262с.
8. Михайлин Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с.
9. Конструктивно-технологическое решение и несущая способность межступенного отсека ракеты-носителя «Циклон-4» из полимерных композиционных материалов / А. М. Зиновьев, А. П. Кушнарёв, А. В. Кондратьев // Авиационно-космическая техника и технология. – 2013. – № 3. – С.46–53.
10. Комиссар О. Н. Композиционные материалы и технологии для аэрокосмической промышленности / О. Н. Комиссар // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 4. [Электронный ресурс]. Режим доступа : <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/32.pdf>
11. Субботин В. В. Опыт применения материалов производства ФГУП «ВИАМ» и PORCHER в конструкциях узлов и деталей авиационных силовых установок из полимерных композиционных материалов / Субботин В. В., Гринев М. А. // Новости материаловедения. Наука и техника. – № 5. – 2013. – С. 1–7.
12. American Composites Manufacturers Association (ACMA) [Электронный ресурс]. Режим доступа : <http://www.acmanet.org> .
13. Гуняева А. Г. Наномодифицированный углепластик ВКУ-18 на основе ткани «Porchet» для нагруженных элементов силового набора планер / А. Г. Гуняева, О.А. Комарова // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2013. – № 5 [Электронный ресурс]. Режим доступа : <http://materialsnews.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/47.pdf>

Одержано 15.12.2017

Беликов С.Б., Волчок И.П., Митяев А.А., Плескач В.М., Савченко В.А. Композиционные материалы в авиастроении (обзор)

На основе собственных исследований и литературных данных приведена информация об основных свойствах (удельные прочность и модуль упругости, предел усталости, коэффициент интенсивности напряжений, плотность и др.) современных композиционных материалов. Рассмотрены перспективы использования композиционных материалов в авиастроении и в других отраслях промышленности.

Ключевые слова: композиционные материалы, механические и служебные свойства, авиастроение.

Byelikov S., Volchok I., Mityaev A., Pleskach V., Savchenko V. Composite materials in aircraft industry (review)

Based on their own research and literature data, information on the main properties (specific strength and elastic modulus, fatigue limit, stress intensity factor, density, etc.) of modern composite materials is given. The prospects of composite materials application in aircraft construction and other industries are considered.

Key words: composite materials, mechanical and service properties, aircraft building.

УДК 621.785.5

Д-р техн. наук В. Г. Міщенко, О. І. Булах, канд. фіз-мат. наук В. І. Меняйло

Запорізький національний університет, м. Запоріжжя

ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ ХРОМИСТИХ МАРТЕНСИТНО-ФЕРИТНИХ СТАЛЕЙ ТИПУ 04...08X18Ч

Викладено закономірності формування поверхневого дифузійного шару з підвищеними фізико-механічними властивостями при високотемпературній цементації хромистих мартенситно-феритних сталей. Досліджено вплив температури та часу витримання на процес структуроутворення. Визначено найбільш оптимальну температуру цементації сталей цього класу.

Ключові слова: цементація, хромисті сталі, карбіди хрому, мартенсит, мікротвердість.

Вступ

Добре відомі хромисті економнолеговані сталі (10X13, 20X13, 08X17, 04X18ч, 06X18ч, 08X18Т1, 95X18 та ін.) знаходять широке застосування як конструкційні та інструментальні матеріали завдяки низькій собівартості та задовільним фізико-механічним властивостям [1–3].

Сталі мартенситного класу, що містять 12–14 % Cr, та 0,1–0,8 % C (20X13, 30X13, 40X13 та ін.), після термічного оброблення мають достатньо високу міцність, а також високу пластичність та в'язкість. Однак концентрація хрому на такому рівні обмежує використання цих сталей в середньо- та сильно-агресивних середовищах. Сталі з підвищеним вмістом вуглецю та хрому (95X18, 115X18 та ін.) застосовують для виготовлення деталей, до яких ставляться вимоги високої твердості, зносостійкості та стійкості до дії помірних агресивних середовищ. Однак цей тип сталей має невисоку пластичність, що обмежує застосування до них операцій штампування, формування, різання та ін. Крім того, сам процес термічного оброблення (ТО) даних сталей є досить складним та відповідальним [4, 5].

Двофазні мартенситно-феритні сталі (12X13, 04X18ч, 06X18ч, 14X17Н2 та ін.) призначені для виготовлення деталей холодною пластичною деформацією (штампуванням, висадкою, витяжкою, гнуттям). Підвищена технологічна пластичність ДМФС дозволяє застосовувати їх для листового штампування деталей досить складної конфігурації, що є перевагою цих сталей перед іншими високоміцними сталями [4, 6–8].

Розширити діапазон використання вищевказаних хромистих сталей можливо їх поверхневим зміцненням шляхом хіміко-термічного оброблення (ХТО).

Аналітичний огляд проблеми дослідження

Цементация, як один з найбільш вивчених видів ХТО, дає можливість отримати в поверхневій зоні сталей дифузійний шар з підвищеними механічними та експлуатаційними характеристиками. Хром, як карбидоутворю-

вальний елемент, сприяє утворенню в поверхневій зоні спеціальних карбідів типу $(Cr,Fe)_{23}C_6$, $(Cr,Fe)_7C_3$ та легovanого цементиту $(Fe, Cr)_3C$. Підвищення твердості, зносо- та теплостійкості, при збереженні задовільної стійкості до корозії, дозволяє використовувати цементовані хромисті сталі для виготовлення мікрорізального інструменту або різальних кромок, деталей вузлів гідроагрегатів, теплообмінників та нафтопроводів, які працюють в умовах підвищеного зносу та дії агресивного середовища, ливарних прес-форм та деталей досить складної форми, до яких висувають високі вимоги щодо міцності та корозійної стійкості, шляхом їхнього попереднього формування пластичною деформацією з наступним поверхневим зміцненням [9, 10].

Водночас, закономірності зміни структури та властивостей дифузійного шару високохромистих корозійностійких сталей цього типу (12X13, 04X18ч, 06X18ч, 14X17Н2) в процесі цементації, є маловивченими. Сто-совно відомостей про вплив хрому на кінетику формування дифузійного шару в процесі поверхневого насичення, то вони є суперечливими [10, 11]. А відомі режими ХТО, які добре відпрацьовані на вуглецевих сталях, не можуть бути застосовані до цього класу сталей або потребують оптимізації.

Дотепер роботи в галузі ХТО (цементації, азотування, нітроцементації) високохромистих сталей різного класу ведуться низкою іноземних промислових компаній, такими як «Nihon Parkerizing» (Японія), «Swagelok Company» (США), «Bodycote plc» (Велика Британія) та ін.

Матеріали та методи досліджень

Як дослідну сталь було обрано економнолеговану сталь марки 06X18ч (ГОСТ 27702-88) як типового представника двофазних сталей типу 04...08X18ч (табл. 1). Вони використовуються переважно для виготовлення деталей, що працюють в окисних та помірно агресивних середовищах.

Дослідження структури проводили на мікроскопах МИМ-8М та OLYMPUS IX 70. Структура вихідних зразків сталі 06X18ч двофазна – мартенсит і ферит (рис. 1). Вимірювання твердості здійснювали за Роквеллом на твердомірі HRA-1, мікротвердості – по Віккерсу на напівавтоматичному мікротвердомірі 402 MVD. Твердість вихідних рекристалізованих зразків становила 72–77 HRB.



Рис. 1. Мікроструктура вихідних зразків сталі 06X18ч (збільшення $\times 1000$)

Гартування та хіміко-термічне оброблення (цементацию) проводили у шахтній електропечі СШОЛ-11.6 12-МЗ-У4.2, яка розрахована на роботу при температурах до 1250 °С. Для цементациї використовували твердий карбюризатор з активізаторами BaCO_3 та Na_2CO_3 (ГОСТ 2407-83) у співвідношенні 12 % об. свіжого і 88 % об. відпрацьованого.

Результати та їх обговорення

Вплив температури загартування на структуру та властивості сталі 06X18ч

Температура нагрівання зразків сталі 06X18ч становила 900...1070 ± 5 °С, витримка в печі 1, 2, 3, 5, 10 хвилин, з наступним гартуванням в індустріальній оливі.

Після термічного оброблення мікроструктура сталі залишилася двофазною – мартенсит (темна складова) та ферит (світла складова), але змінилось співвідношення фазових складових (60 % – мартенсит, 40 % – ферит) (рис. 2). Мікротвердість мартенситу становила близько 560–600 HV, а фериту – 290–320 HV.

Підвищення температури гартування сприяло збільшенню твердості поверхневого шару на 5–10 HRB (рис. 3). Термічне оброблення привело до розпаду ділянок мартенситу з виділенням дрібнодисперсних карбідів та відокремлення карбідної фази і фериту в процесі розпаду аустеніту і рекристалізації структурно вільного фериту.



Рис. 2. Мікроструктура сталі 06X18ч після загартування $\times 500$

Високотемпературна цементация сталі 06X18ч

Цементацию дослідних зразків проводили при температурі 1030 ± 5 °С протягом 1-ї, 3-х та 5-ти годин з наступним безпосереднім гартуванням в індустріальній оливі.

При проведенні ХТО сталі 06X18ч відбувалося насичення поверхневих шарів сталі вуглецем, концентрація якого поступово зменшувалася з глибиною, та формування дифузійного шару (рис. 4, рис. 5).

Процес насичення вуглецем нерівномірний, адже відбувається тільки за рахунок аустеніту, частка якого складала 20 % з початку процесу, а на границях зерен взаємодія з карбідами та збіднення хромом. Цьому також сприяла цементитна сітка $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$. Зі зниженням концентрації хрому на границях зерен з 18 до 11 % збільшується схильність до утворення аустеніту, в якому відбувається активізація дифузії вуглецю. Таким чином структурний стан при високотемпературній цементациї являє собою ферит + аустеніт + мартенсит + $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6 + (\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3 + (\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$. Процес виділення того чи іншого типу карбіду залежить від концентрації вуглецю в цементованому шарі сталі 06X18ч. Зміна вмісту вуглецю впливає на кількісне співвідношення фазових складових при нагріванні в $\alpha + \gamma$ області, температуру перетворення $\gamma \rightarrow \text{M}$ та ступінь метастабільності аустеніту. Утворення мартенситу та карбідів в поверхневій зоні веде до підвищення твердості (рис. 6).

Твердість поверхні після цементациї становила близько 56–58 HRC. Дослідження мікротвердості на зразках після 1 години цементациї показали, що мікротвердість світлої складової на глибині 50 мкм становила близько 660–700 HV, а темної – 750–800 HV. На глибині 140–230 мкм спостерігається перехідна зона. Великий інтервал значень мікротвердості темної складової перехідної зони 520–650 HV свідчить про те, що вона є досить не однорідною.

Таблиця 1 – Хімічний склад дослідної сталі

Марка сталі	Вміст легувальних елементів*, % мас.								
	C	Si	Mn	W	Cr	Mo	V	Ti	Ni
06X18ч	0,06	0,2	0,02	–	18,4	–	–	–	0,41

* Вміст P, S, La $\leq 0,025$ % мас.

Високі значення мікротвердості темних ділянок свідчать про наявність мартенситу, а проміжні значення мікротвердості відповідають високовуглецевому залишковому

аустеніту. Характерним є формування мартенситу та залишкового аустеніту по границях зерен фериту, мікротвердість якого становила близько 350 HV (рис. 6).

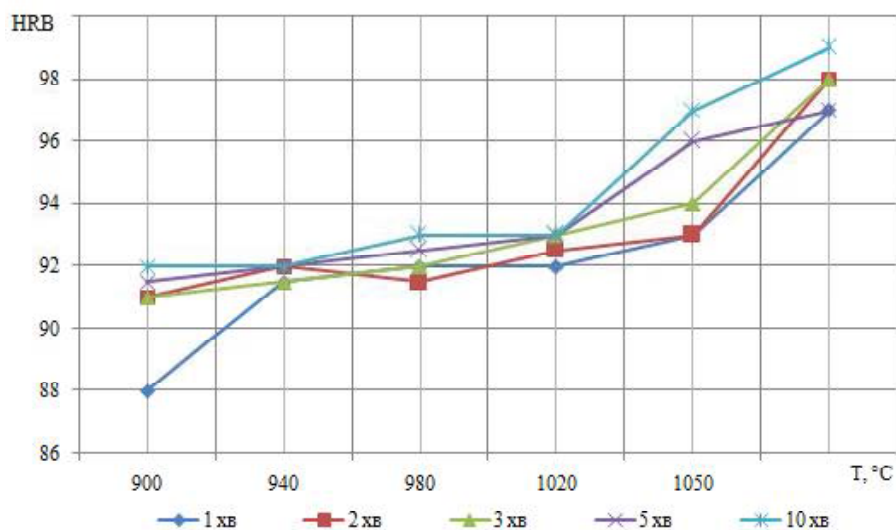


Рис. 3. Залежність твердості поверхневого шару сталі 06X18ч від температури гартування та часу витримки

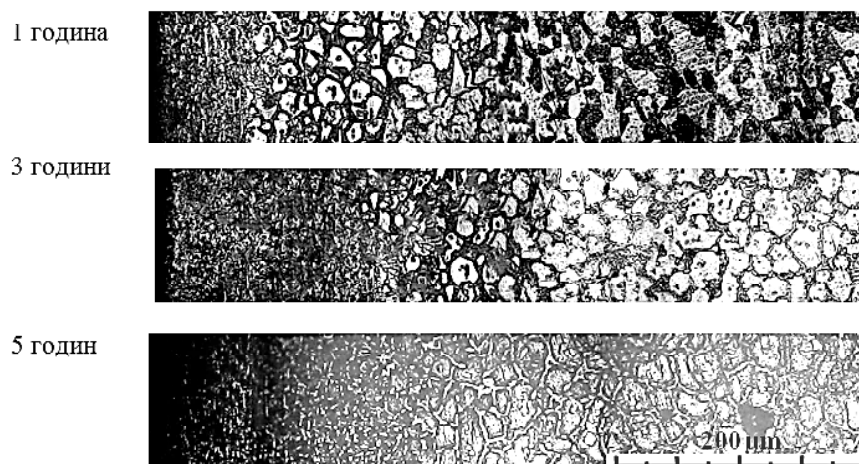


Рис. 4. Формування дифузійного шару при цементації

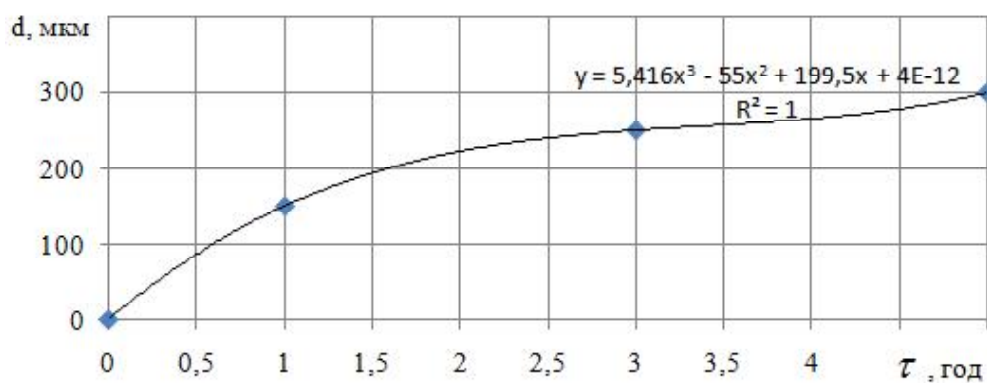


Рис. 5. Залежність ефективної товщини дифузійного шару від часу витримки

Визначення впливу температури цементації на структуру сталі 06X18ч та товщину дифузійного шару проводили при температурах 1000, 1030, 1050 та $1070 \pm 5^\circ\text{C}$ протягом 5 годин.

З підвищенням температури цементації збільшується товщина дифузійного шару, а починаючи з 1030°C ,

спостерігали значне зростання зерен, що веде до крупнозернистості структури (рис. 7, рис. 8). Крім того, при високих температурах відбувається активне формування карбідної сітки, яка гальмує подальший процес дифузії вуглецю вглиб зерен.

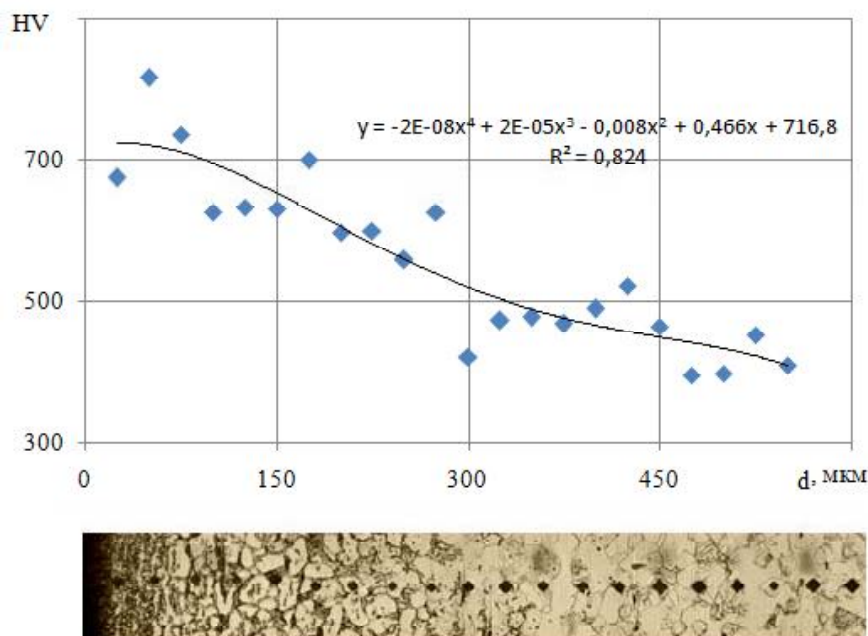


Рис. 6. Зміна мікротвердості за глибиною цементованого шару сталі 06X18ч

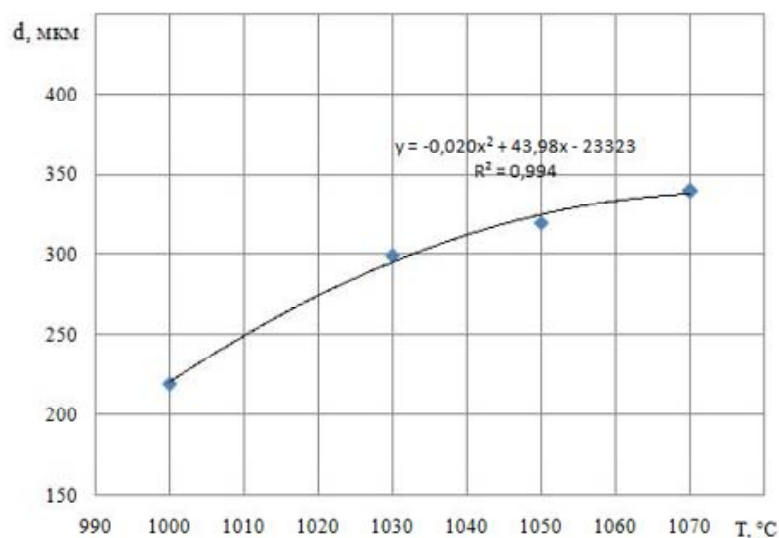


Рис. 7. Залежність товщини дифузійного шару від температури цементації

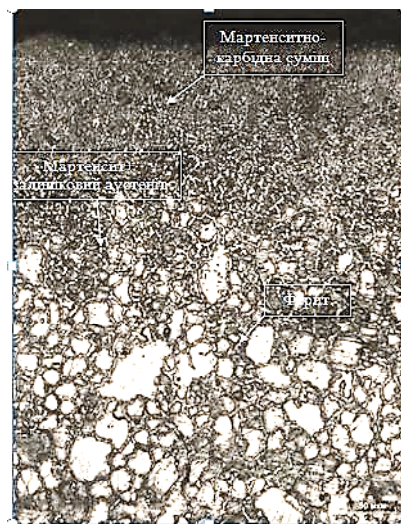


Рис. 8. Укрупнення зерен при високій температурі цементації $\times 200$

Висновки

У результаті ХТО мартенситно-феритних дослідних сталей 06X18ч за вибраним режимом ХТО відбувається формування дифузійного шару з підвищеними показниками твердості до 56–58 HRC та характерною мікроструктурою. Поверхневий шар являє собою суміш

безструктурного мартенситу та спеціальних карбідів з мікротвердістю 650–800 HV. Перехідна зона – суміш мартенситу та залишкового аустеніту з твердістю 500–650 HV на границях зерен фериту, який має твердість близько 350 HV.

Установлена закономірність впливу температури ХТО та терміну витримки на процес формування структури дифузійного шару сталі 06Х18Ч. Визначено найбільш оптимальну температуру цементації сталей цього класу, яка становить 1030 °С.

Список літератури

1. Мищенко В. Г. Разработка и внедрение хромистых коррозионностойких сталей : автореф. дис. к-та техн. наук : спец. 05.02.01 «Материаловедение» / В. Г. Мищенко. – Запорожье, 1985. – 24 с.
2. Мищенко В. Г. Хромистые нержавеющие стали для столовых приборов и посуды / В. Г. Мищенко // Нові конструкційні сталі і сплави та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів : матер. VI Міжнар. конф. 27–29 вересня 1995 р. – Запоріжжя : ХДТУ, 1995. – 83 с.
3. Абрамова В. И. Конструкционные материалы в автомобилестроении: учебное пособие / В. И. Абрамова, Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев. – Тула : Изд-во ТулГУ, 2015. – 186 с.
4. ГОСТ 5632-72. Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. – Дата введения 01.01.75. – М. : Изд-во стандартов, 1972. – 61 с.
5. Евстратова Н. Н. Материаловедение : учебное пособие / Н. Н. Евстратова, В. Т. Компанец, В. А. Сухарникова. – Ростов-на-Дону : Феникс, 2006. – 269 с.
6. Мищенко В. Г. Структура и свойства листовой коррозионностойкой стали 06Х18Ч, легированной РЗМ и кальцием / В. Г. Мищенко, Б. С. Натапов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1983. – № 8. – С. 32–34.
7. Мищенко В. Г. Влияние металлургического передела на структуру, технологические и служебные свойства стали 06Х18Ч / В. Г. Мищенко, В. С. Мовшович, И. Г. Климова // Металл и технический прогресс : матер. Всес. науч.-техн. конф. – М. : Металлургия. – 1987. – 163 с.
8. Мищенко В. Г. Оценка штампуемости коррозионностойких сталей с дуплексной структурой / В. Г. Мищенко, И. Ю. Нагорная // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С. 28–29.
9. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 216 с.
10. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1986. – 480 с.
11. Владимиров В. В. Влияние размера зерна феррита на строение и рост аустенитно-карбидных колоний при цементации хромистых сталей / В. В. Владимиров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1992. – № 10. – С. 4–7.
12. Переверзев В. М. О природе повышенной склонности хромистых сталей к карбидообразованию при цементации / В. М. Переверзев, В. И. Колмыков // Известия АН СССР. Металлы. – 1980. – № 1. – С. 197–200.

Одержано 30.11.2017

Мищенко В.Г., Булах А.И., Меньяло В.И. Поверхностное упрочнение хромистых мартенситно-ферритных сталей типа 04...08Х18Ч

Изложены закономерности формирования поверхностного диффузионного слоя с повышенными физико-механическими свойствами при высокотемпературной цементации хромистых мартенситно-ферритных сталей. Исследовано влияние температуры и времени выдержки на процесс структурообразования. Определено наиболее оптимальную температуру цементации сталей данного класса.

Ключевые слова: цементация, хромистые стали, карбиды хрома, мартенсит, микротвердость.

Mishchenko V., Bulakh A., Meniailo V. Surface hardening of chromium martensitic-ferritic steels of type 04...08Х18Ч

The regularities of the formation of a surface diffusion layer with increased physico-mechanical properties during high-temperature cementation of chromium martensitic-ferritic steels are presented. The influence of temperature and time on the structure formation process are investigated. The most optimal temperature of steel cementation of this class was determined.

Key words: cementation, chromium steel, chromium carbides, martensite, microstructure.

ОСОБЛИВОСТІ СЕЛЕКТИВНОГО РОЗЧИНЕННЯ МЕТАЛІВ У МЕТАСТАБІЛЬНИХ І СТАБІЛЬНИХ ПІТИНГАХ СПЛАВУ 06ХН28МДТ У МОДЕЛЬНИХ ОБОРОТНИХ ВОДАХ

Досліджено характерні особливості селективного розчинення Cr, Ni та Fe із метастабільних і стабільних пітингів, які зароджуються, підростають або репасивуються на поверхні сплаву 06ХН28МДТ в модельних оборотних водах з рН4...8 та концентрацією хлоридів 180 і 600 мг/л. Встановлено, що рН хлоридовмісного середовища суттєво впливає на інтенсивність розчинення Cr, Ni та Fe із пітингів. Це зумовлено критичними потенціалами, які встановлюються на сплаві в хлоридовмісних середовищі та залежать від його хімічного складу і структури. За визначеними коефіцієнтами селективного розчинення Cr із пітингів встановлено, що в модельних оборотних водах з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л та з рН 5;7;8 і 600 мг/л усі плавки сплаву пітингують з утворенням стабільних, а з рН5...8 і 180 мг/л та з рН4; 6 і 600 мг/л – метастабільних пітингів.

Ключові слова: селективне розчинення металів, метастабільні пітинги, стабільні пітинги, модельні оборотні води.

Постановка проблеми

Сплав 06ХН28МДТ застосовують у виробництві пластинчастих та кожухотрубчастих теплообмінників, які використовують у технологічних процесах з сірчаною, хромовою та фосфорною кислотою. Він корозійноотривкий у розчинах цих кислот за будь-якої температури та концентрації [1]. Однак теплообмінники зі сплаву 06ХН28МДТ часто піддаються пітинговій корозії з боку оборотної води, у складі якої є хлорид-іони [2, 3]. Пітингова корозія теплообмінників виводить їх з експлуатації. При цьому вони майже не піддаються ремонту після пітингоутворення на поверхні теплопередавальних елементів.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Пітингоотривкість корозійноотривких сталей і сплавів у хлоридовмісних середовищах визначають за різницею потенціалів рапасивації та вільної корозії [4–6], корозійними втратами [3, 7–10] та критичною температурою пітингування [3, 11, 12]. При цьому критичною температурою пітингування є мінімальна температура утворення стабільних пітингів на поверхні сталі або сплаву в хлоридовмісному середовищі з певним вмістом хлоридів та рН.

Стабільні пітинги ідентифікують за геометричними ознаками [13], але це не завжди дає стабільні результати. У працях [14–15] запропоновано ідентифікувати стабільні пітинги, застосовуючи коефіцієнти селективного розчинення Cr із пітингів. Запропоновані в цих працях критерії ідентифікації стабільних і метастабільних пітингів дають стабільні результати, які не залежать від

геометричних розмірів пітингів.

Мета роботи. Встановити характерні особливості розчинення металів у пітингах на поверхні сплаву 06ХН28МДТ у модельних хлоридовмісних оборотних водах з метою ідентифікації метастабільних та стабільних пітингів.

Матеріали та методика досліджень

Досліджувані зразки виготовляли з п'яти промислових плавок сплаву 06ХН28МДТ. Їх розміри, хімічний склад та структуру сплаву визначали раніше в працях [3, 16]. Зразки зі сплаву витримували у модельних хлоридовмісних оборотних водах з рН4...8 та концентрацією хлоридів 180 і 600 мг/л за температури 70 °С упродовж 240 годин. Хлоридовмісні розчини з такими параметрами отримували, додаючи у водний розчин хлористого магнію $MgCl_2$ хлорну кислоту HCl та $NaOH$.

Вміст Fe, Cr, Ni у розчинах після витримки зразків визначали за методами [17–19]. Вважали, що Fe, Cr, Ni за таких умов розчинилися лише із метастабільних та стабільних пітингів, оскільки інтенсивність розчинення цих металів зі сплаву в активному стані у пітингах на декілька порядків вища, ніж з пасивної поверхні. Коефіцієнти селективного розчинення Cr і Ni з пітингів визначали за формулою:

$$Z_{(Cr, Ni)} = \frac{\Delta m_{(Cr, Ni)} \cdot m_{(Fe)}}{\Delta m_{(Fe)} \cdot m_{(Cr, Ni)}}, \quad (1)$$

де $Z_{(Cr, Ni)}$ – коефіцієнт селективного розчинення хро-

му або нікелю;

$\Delta m_{(Cr, Ni)}$ – вміст хрому або нікелю в розчинах після випробування в них зразків, мг;

$m_{(Cr, Ni)}$ – вміст хрому або нікелю в сплаві, мас.%

$\Delta m_{(Fe)}$ – вміст заліза в розчинах після випробування в них зразків, мг;

$m_{(Fe)}$ – вміст заліза в сплаві, мас.%

Метастабільні або стабільні пітинги на поверхні сплаву 06ХН28МДТ після випробування зразків у модельних хлоридовмісних розчинах ідентифікували за критеріями, вказаними в праці [14]. Зокрема, якщо коефіцієнт селективного розчинення хрому із пітингів менший за одиницю, то вони стабільні, а якщо навпаки – метастабільні. До того ж, якщо коефіцієнти селективного розчинення нікелю і пітингів менші за одиницю, та вони підрастають пришвидшено, а якщо ні, то повільно.

Результати досліджень та їх обговорення

За результатами корозійних випробувань сплаву у модельних оборотних водах з рН 4...8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л встановлено, що його ΔFe із пітингів знижуються зі збільшенням рН хлоридовмісних середовищ від 4 до 6 (рис. 1а).

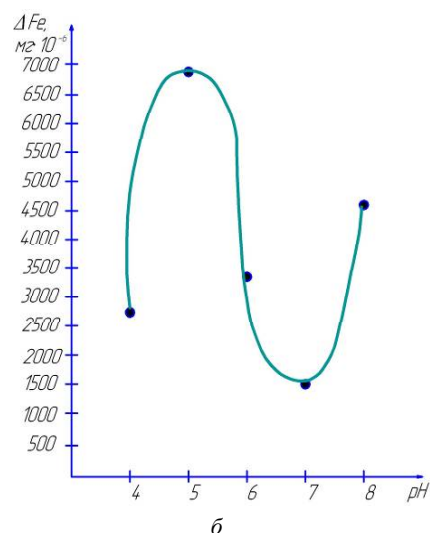
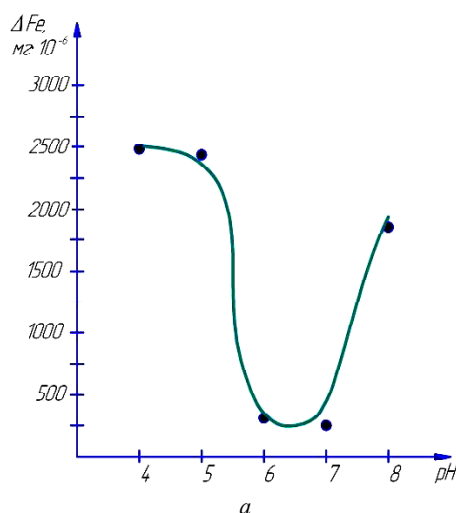


Рис. 1. Середні значення корозійних втрат ΔFe зі сплаву 06ХН28МДТ залежно від рН модельних оборотних вод з концентрацією хлоридів: а – 180 мг/л; б – 600 мг/л

Таблиця 1 – Корозійні втрати ΔFe , ΔCr , ΔNi сплаву 06ХН28МДТ із пітингів після витримки в хлоридовмісних розчинах з концентрацією хлоридів 180 і 600 мг/л впродовж 240 год при 70 °С

Параметри розчину рН і концентрація хлоридів	Хімічний елемент	Плавка №				
		1	2	3	4	5
		Корозійні втрати, мг 10 ⁻⁶				
рН4; 180 мг/л	Fe	9191	100	100	100	5996
	Cr	597	0	0	0	0
	Ni	42317	5308	10839	5166	8002
рН5; 600 мг/л	Fe	6132	7019	6401	5939	8406
	Cr	95	95	95	95	171
	Ni	5024	2614	1479	9136	3184

Таким чином у модельних оборотних водах з рН 6; 8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л $\Delta C_{\text{г}}$ із піттингів майже не залежать від хімічного складу сплаву, в межах стандарту, та складових структури, а найвірогідніше, лише від його критичного потенціалу.

У модельних оборотних водах з рН 4...8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л між $\Delta C_{\text{г}}$ із піттингів та рН хлоридовмісного середовища виявлено, ще складнішу залежність, ніж між ΔF сплаву із піттингів та рН модельних оборотних вод (рис. 1а, 2а).

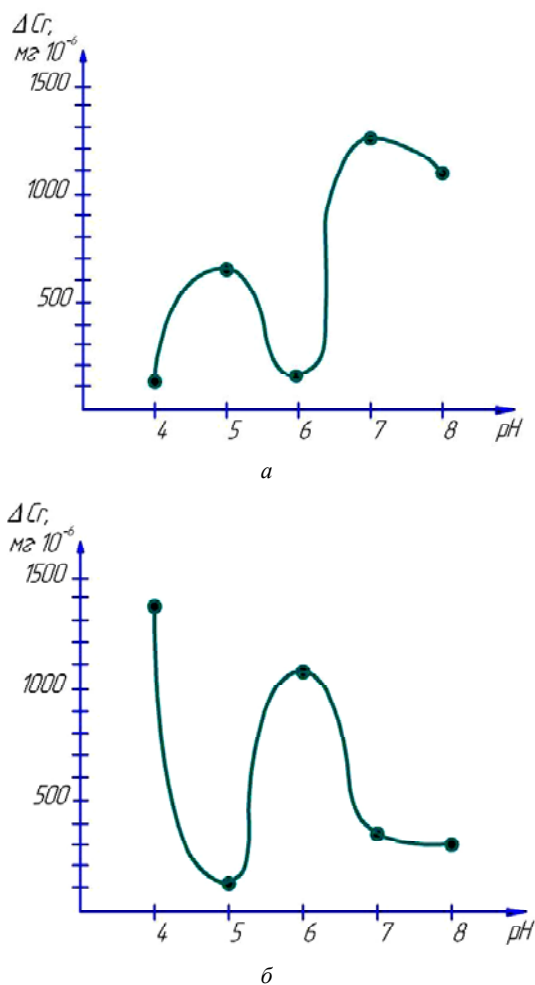


Рис. 2. Середнє значення корозійних втрат $\Delta C_{\text{г}}$ зі сплаву 06ХН28МДТ залежно від рН модельних оборотних вод з концентрацією хлоридів: а – 180 мг/л; б – 600 мг/л

Зокрема, максимальні $\Delta C_{\text{г}}$ сплаву з піттингів зафіксовано в модельних оборотних водах з рН 7;8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л, а мінімальні – з рН 4...6 (рис. 2а).

Це зумовлено особливостями селективного розчинення компонентів сплаву із піттингів, які залежать від критичних потенціалів. Адже відомо [29–31], що селективне розчинення компонентів зі сплавів на основі електродів'ємного елемента характеризується критичними потенціалами, за яких різко змінюється їх корозійна тривкість.

Установлено [27, 28] (табл. 1), що найбільше коливання між максимальним і мінімальним значенням $\Delta C_{\text{г}}$ сплаву із піттингів у модельній оборотній воді з рН 4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л. У модельних оборотних водах з рН 5...8 вони значно менші, ніж з рН 4 і, відповідно, становлять 10,9; 1,6; 9,0 і 9,0 рази.

Отже, в модельних оборотних водах з рН 4...8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л $\Delta C_{\text{г}}$ Fe значно змінюються залежно від хімічного складу сплаву, в межах стандарту та складових структури.

Установлено (рис. 3а), що в модельних оборотних водах з рН 4...8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л $\Delta N_{\text{і}}$ з піттингів стрімко знижуються зі збільшенням рН від 4 до 6.

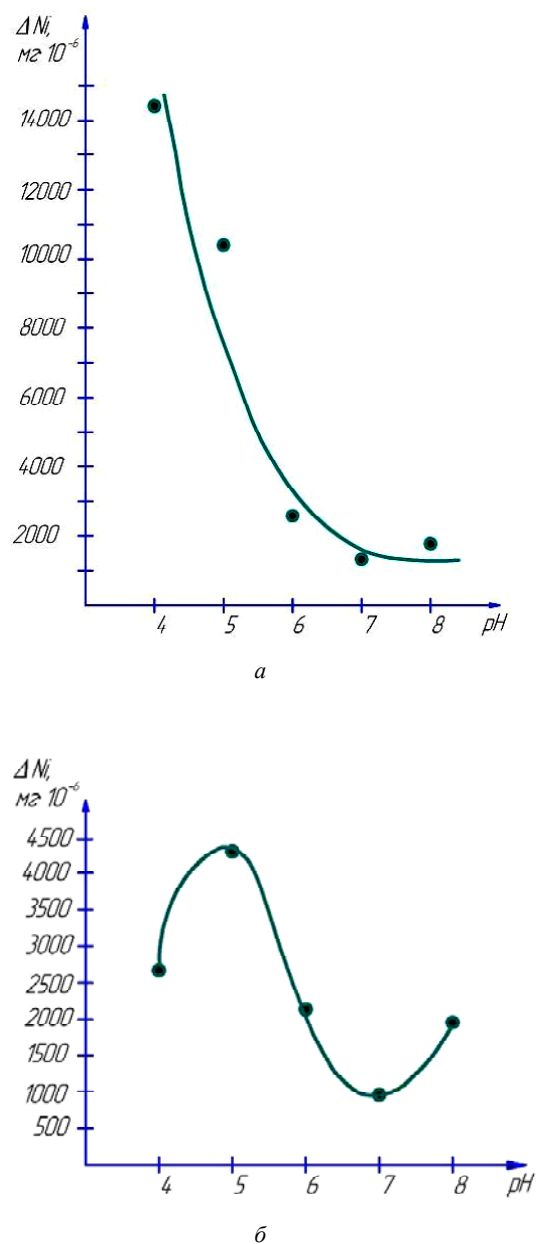


Рис. 3. Середнє значення корозійних втрат $\Delta N_{\text{і}}$ зі сплаву 06ХН28МДТ залежно від рН модельних оборотних вод з концентрацією хлоридів: а – 180 мг/л; б – 600 мг/л

Проте з подальшим збільшенням рН до 8 майже не змінюються. Це пов'язано, як згадувалося вище, з критичними потенціалами сплаву, які залежать від рН середовища. Адже відомо [20, 23–26], що рН хлоридовмісного середовища впливає на кількість пітингів на поверхні корозійнотривких сталей і сплавів та їх розміри, які визначають можливість переходу пітингів із метастабільних у стабільний стан.

Виявлено (табл. 1), що в модельних оборотних водах з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л коливання між максимальним і мінімальним значеннями ΔNi становить 8,0 разів. У модельних оборотних водах з рН5...8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л ці коливання менші, ніж з рН4 і, відповідно, становлять 1,7; 1,7; 3,5 і 1,3 рази.

Отже, в модельних оборотних водах з рН4...8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л ΔNi сплаву із пітингів [27, 28] (табл. 1) суттєво залежать від його хімічного складу та складових структури [3].

Для визначення інтенсивності ΔCr , ΔNi та ΔFe за формулою (1), застосовуючи дані (табл. 1) та праць [27, 28], розрахували коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} сплаву із пітингів (табл. 2).

Результати аналізу даних (табл. 2) свідчать, що в модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} менші за одиницю. Це вказує на те, що в цій модельній оборотній воді інтенсивність ΔFe сплаву із пітингів більша, ніж ΔCr , а ΔNi , ніж ΔFe , тому що коефіцієнти Z_{Ni} більші за одиницю.

Таким чином у модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л ΔCr , ΔNi та ΔFe сплаву з пітингів зростають у такому ряду: ΔCr , ΔFe і ΔNi . Через це поверхня пітингів збагачується Cr та збіднюється Fe і Ni, що може сприяти твердофазній дифузії в аустеніт Cr у сплав, а Fe і Ni до поверхні пітингів. Така характерна особливість твердофазної дифузії може сприяти утворенню дефектів структури сплаву у вигляді вакансій, що коагулюють у пори. Це інтенсифікує підростання стабільних пітингів.

У модельних оборотних водах з рН5; 6; 8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} , в основному,

менші за одиницю, тому що в цих середовищах коефіцієнти Z_{Cr} трьох плавів із п'яти менші за одиницю, а решти близькі до одиниці (табл. 2). При цьому в цих модельних оборотних водах коефіцієнти, в основному, більші за одиницю. Це свідчить про те, що інтенсивність ΔNi сплаву із пітингів більша, ніж ΔFe .

Таким чином у модельних оборотних водах з рН5;6;8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л ΔCr , ΔFe та ΔNi сплаву зростає в такому ряду: ΔCr , ΔFe , ΔNi , а в деяких плавках сплаву ΔFe , ΔCr , ΔNi .

Установлено, що лише в модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 180 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} більші за одиницю (табл. 2). Це свідчить про те, що інтенсивність ΔCr і ΔNi сплаву з пітингів більша, ніж ΔFe . Результати аналізу даних (табл. 2) свідчать, що в плавках № 1;5 ΔCr із пітингів більші, ніж ΔNi , а в плавках №2–4 – навпаки. Таким чином, у модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 180 мг/л ΔCr , ΔFe , ΔNi з пітингів зростають у такому ряду: ΔFe , ΔCr , ΔNi .

Застосовуючи критерії, що запропоновано для ідентифікації метастабільних і стабільних пітингів [14], можна зазначити, що в модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 180 мг/л сплав пітингує з утворенням стабільних, а з рН7 – метастабільних, а з рН5;6;8 метастабільних і стабільних пітингів залежно від його хімічного складу і складових структури.

Установили (рис.1б), що в модельних оборотних водах з рН4...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л ΔFe з пітингів інтенсивно зростають зі збільшенням рН розчину від 4 до 5. Однак з подальшим його підвищенням до 7 знижується. Проте наступне його збільшення до 8 сприяє значному їх зростанню. Таку складну залежність між ΔFe сплаву з пітингів та рН модельних оборотних вод зумовлено впливом рН хлоридовмісного середовища на кількість пітингів на поверхні сплаву. Адже відомо [3, 20, 22, 32–36], що зі збільшенням рН хлоридовмісного розчину кількість пітингів на поверхні корозійнотривких сталей та сплавів знижується, але швидкість

Таблиця 2 – Коефіцієнти селективного розчинення Cr і Ni сплаву 06ХН28МДТ із пітингів у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 180 мг/л

рН	Плавка, №									
	1		2		3		4		5	
	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}
4	0,1	6,7	0	81,7	0	172,8	0	79,3	0	2,0
5	1,8	18,8	0,1	5,4	5,4	5,0	0,8	4,4	0,2	0,6
6	0,8	13,9	1,5	12,1	1,2	19,4	0,9	13,3	0,9	10,1
7	28,0	13,9	12,5	22,0	1,6	3,9	3,5	5,2	5,9	6,5
8	2,3	1,4	0,4	1,4	2,0	1,7	0,3	1,7	0,4	1,4

підростання решти зростає. Швидкість підростання пітингів залежить від граничних потенціалів сплаву, які, очевидно, впливають на кількість та склад продуктів корозії у пітингах. При цьому вміст продуктів корозії залежить від розміру пітингів, а їх якісний склад – від інтенсивності селективного розчинення основних компонентів сплаву в пітингах. Адже відомо [30, 31, 37], що селективне анодне розчинення основних компонентів зі сплаву характеризується критичними потенціалами, за яких різко змінюється їх корозійна тривкість.

За результатами аналізу даних праць [38–40] та (табл. 1), встановлено, що найбільші коливання максимальних і мінімальних ΔFe сплаву з пітингів виявлено в модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, які становлять 46,0 разів. У модельних оборотних водах з рН5...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л коливання максимальних і мінімальних ΔFe менші, ніж у модельній оборотній воді з рН4 і, відповідно, становлять 1,4; 2,7; 1,1 і 1,04 рази.

Таким чином у цих модельних оборотних водах ΔFe сплаву несуттєво залежать від його хімічного складу та складових структури.

Очевидно, це пов'язано з кількістю пітингів на поверхні сплаву та якісним складом корозійного середовища в них.

Виявлено (рис. 2б), що в модельних оборотних водах з рН4...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л між ΔCr із пітингів та рН хлоридовмісного середовища також існує складна залежність. Зокрема, ΔCr спочатку інтенсивно знижуються зі збільшенням рН хлоридовмісного середовища від 4 до 5, але далі стрімко зростають з його підвищенням від 5 до 6 та знижуються з подальшим збільшенням від 6 до 8.

Це, як згадувалося вище, пов'язано з граничними потенціалами сплаву.

Результати аналізу даних (табл. 1) та праць [38–40] свідчать, що у модельних оборотних водах з рН4...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л між максимальними і мінімальними значеннями ΔCr сплаву з пітингів, відповідно, становлять 3,0; 1,8; 5,8; 4,8 і 2,1 рази.

Таким чином у цих модельних оборотних водах ΔCr суттєво залежать від його хімічного складу та складових структури сплаву.

За результатами аналізу даних (рис. 3б) встановлено, що в модельних оборотних водах з рН4...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л Ni з пітингів зростають від $2600 \cdot 10^{-6}$ до $3900 \cdot 10^{-6}$ мг зі збільшенням рН хлоридовмісного середовища від 4 до 5, але далі знижуються до $900 \cdot 10^{-6}$ мг з його підвищенням до 7 та зростають до $2000 \cdot 10^{-6}$ мг зі збільшенням до 8. Це пов'язано з граничними потенціалами сплаву.

За результатами аналізу даних праць [38–40] та (табл. 1) виявлено, що в модельних оборотних водах з рН4...7 ΔNi з пітингів суттєво залежать від його хімічного складу та складових структури сплаву, тому що в цих модельних оборотних водах коливання максимальних і мінімальних ΔNi , відповідно, становлять 2,1; 3,4; 2,1 і 2,2 рази. Проте в модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л вплив хімічного складу, в межах стандарту, та складових структури на ΔNi менший, тому що максимальні значення ΔNi перевищують за мінімальні лише на 10%. Це пов'язано з впливом хімічного складу на інтенсивність селективного розчинення його компонентів залежно від критичного потенціалу сплаву, який встановлюється у цій модельній оборотній воді.

Тому для визначення інтенсивності ΔCr , ΔFe та ΔNi із пітингів за формулою (1), застосовуючи дані (табл. 1) та праць [38–40], розраховували коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} (табл. 3).

Результати аналізу даних (табл. 3) свідчать, що в модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л коефіцієнти Z_{Ni} сплаву більші за одиницю. Це вказує на те, що інтенсивність ΔNi у цій модельній оборотній воді більша, ніж ΔFe . Водночас встановлено, що в трьох із п'яти плавок сплаву коефіцієнти Z_{Cr} більші за одиницю. Отже, в цих плавках інтенсивність ΔFe із пітингів менша, ніж ΔCr . Таким чином у модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л ΔCr , ΔFe та ΔNi із пітингів зростають у такому ряду: ΔFe , ΔCr , ΔNi або ΔCr , ΔFe , ΔNi .

Таблиця 3 – Коефіцієнти селективного розчинення Cr і Ni сплаву 06ХН28МДТ із пітингів у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 600 мг/л

рН	Плавка, №									
	1		2		3		4		5	
	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}	Z_{Cr}	Z_{Ni}
4	1,26	3,67	3,75	8,48	0,31	1,16	0,36	1,66	17,5	75,3
5	0,026	1,20	0,025	0,57	0,030	0,37	0,030	2,36	0,036	0,57
6	0,17	0,54	0,17	0,83	1,48	1,95	1,28	0,69	0,61	1,74
7	0,17	1,33	0,22	1,09	0,23	0,84	1,04	0,80	0,44	0,67
8	0,10	0,68	0,12	0,66	0,12	0,72	0,18	0,161	0,08	0,63

У модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} менші за одиницю. Це свідчить про те, що інтенсивність ΔFe сплаву із пітингів більша, ніж ΔCr . Водночас у трьох плавках з п'яти сплаву коефіцієнти Z_{Ni} також менші за одиницю. Це вказує на те, що в цих плавках інтенсивність ΔFe із пітингів більша, ніж ΔNi . Відтак, у модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л ΔFe , ΔCr , ΔNi сплаву із пітингів зростають у такому ряду: ΔCr , ΔNi і ΔFe або ΔCr , ΔFe і ΔNi .

Установлено (табл. 3), що в модельній оборотній воді з рН6 і концентрацією хлоридів 600 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} трьох плавків із п'яти менші за одиницю. Це свідчить про те, що інтенсивність ΔFe сплаву із пітингів тут більша, ніж ΔCr , а ΔNi , ніж ΔFe . До того ж коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} плавки № 3 більші за одиницю. Це свідчить про те, що інтенсивність ΔCr і ΔNi із пітингів більша, ніж ΔFe . Крім того, коефіцієнт Z_{Cr} плавки 4 більший, а Z_{Ni} менший за одиницю. Це свідчить про те, що інтенсивність ΔCr сплаву із пітингів у цій модельній оборотній воді більша, ніж ΔFe , а ΔNi менша. Таким чином, у модельній оборотній воді з рН6 і концентрацією хлоридів 600 мг/л інтенсивність ΔCr , ΔNi і ΔFe зростає у такому ряду: ΔCr , ΔFe , ΔNi або ΔNi , ΔFe , ΔCr .

У модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 600 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} менші або близькі до одиниці (табл. 3). Це свідчить про те, що інтенсивність ΔFe сплаву із пітингів більша, ніж ΔCr , а ΔFe більша, ніж ΔNi . Таким чином, у модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 600 мг/л ΔCr , ΔNi і ΔFe зростає у такому ряду: ΔCr , ΔFe , ΔNi .

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л коефіцієнти Z_{Cr} і Z_{Ni} сплаву із пітингів менші за одиницю. Це свідчить про те, що інтенсивність ΔFe із пітингів більша, ніж ΔCr і ΔNi . Таким чином, у модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л ΔCr , ΔNi і ΔFe зростає в такому ряду: ΔCr , ΔNi і ΔFe .

Узагальнюючи вищевикладене, можна зазначити, що в модельних оборотних водах з рН7,8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л усі п'ять плавків сплаву 06ХН28МДТ пітингують з утворенням стабільних пітингів, оскільки їх $Z_{Cr} < 1$. Водночас у модельній оборотній воді з рН6 три плавки, а з рН4 дві з п'яти пітингують з утворенням стабільних пітингів, а решта плавків – метастабільних. Це зумовлено тим, що в цих модельних оборотних водах на критичні потенціали сплаву суттєво впливає його хімічний склад.

Для практичного застосування отриманих результатів у працях [27, 28, 38–40] встановлено регресійні залежності між ΔFe , ΔCr , ΔNi сплаву із пітингів та його хімічним складом і складовими структури в модельних оборотних водах з рН4..8 та концентрацією хлоридів 180 і 600 мг/л.

Висновки

За результатами досліджень сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах встановлено, що в хлоридовмісних розчинах з концентрацією хлоридів 180 і 600 мг/л ΔFe і ΔCr сплаву із пітингів суттєво змінюються залежно від їх рН. Аналогічну тенденцію також виявлено для ΔNi із пітингів у модельній оборотній воді з концентрацією хлоридів 600 мг/л. Це зумовлено характерними особливостями селективного розчинення основних компонентів сплаву Cr , Ni і Fe , які залежать від критичних потенціалів сплаву, що утворюються в цих модельних оборотних водах. За встановленим характером селективного розчинення металів із пітингів на поверхні сплаву їх ідентифіковано як метастабільні та стабільні. Зокрема, в модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 180 мг/л із рН4 та 600 мг/л із рН5;7;8 усі плавки сплаву пітингують з утворенням стабільних пітингів. Проте в модельних оборотних водах з рН5..8 і концентрацією хлоридів 180 мг/л та рН4;6 і концентрацією хлоридів 600 мг/л деякі плавки сплаву пітингують з утворенням стабільних, а інші – метастабільних пітингів. Це зумовлено впливом хімічного складу і структурної гетерогенності сплаву на критичні потенціали, що встановлюються на зразках, у досліджуваних модельних оборотних водах. Рекомендовано залежності між ΔCr , ΔNi і ΔFe сплаву 06ХН28МДТ із пітингів та його хімічним складом і структурою гетерогенності, встановлені в інших наших працях, застосовувати для ідентифікації метастабільних і стабільних пітингів, які утворюються на сплаві в цих модельних оборотних водах залежно від коливання його хімічного складу та структурної гетерогенності.

Список літератури

1. Вороб'єва Г. Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств / Г. Я. Вороб'єва. – М. : Химия, 1975. – 815 с.
2. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей / Д. Г. Туфанов // Справочник. – М. : Металлургия, 1963. – 118 с.
3. Нарівський О. Е. Коррозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах : дис. ... канд. тех. наук : 05.17.14 / Нарівський Олександр Олександрович. – Львів, 2009. – 209 с.
4. Нихаєнко Ю. Я. Определение критериев стойкости нержавеющей стали 12Х18Н10Т против локальной коррозии в щелочных хлорид-сульфатных растворах / Ю. Я. Нихаєнко, В. С. Новицкий, В. С. Козуб // Защита металлов. – 1986. – № 5. – С. 721–724.
5. Фрейман Л. И. Об унификации методов ускоренных испытаний нержавеющей сталей на стойкость против питтинговой коррозии. Электрохимические испытания / Л. И. Фрейман, Я. Флис, М. Пражак // Защита металлов. – 1986. – № 2. – С. 179–195.
6. Качанов В. А. Точечно-язвенная и щелевая коррозия аустенитных сталей в оборотных водах / В. А. Качанов, Л. А. Ключникова, Т. А. Балак // Весник ХГПУ. – 2000. –

- вып. Химия, химические технологии и экология. – С. 61–68.
7. Чемоданов А. Н. Радиометрический метод исследования коррозионных процессов / А. Н. Чемоданов, Я. М. Колотыркин // Итоги науки и техники. Сер. «Коррозия и защита от коррозии»: Ст. ВИНТИ. – Москва, 1981. – № 8. – С. 102–154.
8. Никитин В.И. Исследование продуктов коррозии сталей, образующихся в изделиях / В. И. Никитин, В. И. Крюков // Защита металлов. – 1982. – № 2. – С. 216–219.
9. Sandoz G. / Solution chemistry with in stress-corrosion cracks in alloy steels / G. Sandoz, C.T. Fujii, B.F. Brown // Corrosion Science. – 1970. – № 10. – P. 839–845.
10. Об унификации методов ускоренных испытаний нержавеющей сталей на стойкость против питтинговой коррозии. Основная концепция. Химические испытания / Л. И. Фрейман, М. Пражак, М. М. Кристалль и др. // Защита металлов. – 1984. – № 5. – С. 698–706.
11. Анализ питтингостойкости нержавеющей сталей в системах горячего водоснабжения / Н. Д. Сахненко, П. А. Капустенко, М. В. Ведь, С. Г. Желавский // Защита металлов. – 1998. – № 4. – С. 375–380.
12. Наривський О. Е. Визначення пітингостійкості сталі AISI304 в хлоридовмісному середовищі, яке присутнє в роботі теплообмінників / О. Е. Наривський, С. Б. Бєліков // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – спец. вип. – № 5. – С. 316–320.
13. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали / Л. И. Фрейман, А. Р. Басман, Е. Л. Пикус, Л. Е. Гуджабидзе // Защита металлов. – 1988. – № 4. – С. 614–617.
14. 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.
15. Наривский А. Э. Влияние лигирующих элементов и структурной гетерогенности стали AISI321 на селективное растворение металлов из питтингов / А. Э. Наривский, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Вєсник Каз НУ. Серия физическая. – 2016. – № 1. – С. 86–97.
16. Narivskiy O. E. Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloridecontaining media / O. E. Narivskiy, S. B. Belykov // Materials Science. – 2008. – № 44. – P. 573–580.
17. Метрoлогічне забезпечення КНД 2011.1.4.034–95 «Методика фотометричного визначення загального заліза з ортофенантроліном в поверхневих і стічних водах» [Чинний від 95–07–01]. – К.: М-во охорони навколишнього середовища України, 1995. – 378 с.
18. Поверхневі, підземні та зворотні води: МВВ № 081/12-0114-03 «Методика виконання вимірювань масової концентрації хрому загального, хрому (IV) та хрому (III) екстракційно-фотокolorиметричним методом з дифенілкарбазидом». – К.: М-во охорони навколишнього середовища України, 2003. – 12 с.
19. Поверхневі, підземні та зворотні води: МВВ № 081/12-0178-05 «Методика виконання вимірювань масової концентрації ніколуфотокolorиметричним методом». – К.: М-во охорони навколишнього середовища України, 2005. – 10 с.
20. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М.: Металлургия, 1970. – 448 с.
21. Улиг Г. Коррозия металлов / Г. Улиг – М.: Металлургия, 1968. – 306 с.
22. Колотыркин Я. М. Металл и коррозия / Я. М. Колотыркин. – М.: Металлургия, 1985. – 88 с.
23. 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.
24. A pitting corrosion behaviour of superferritic stainless steel in waters containing chloride / G. Moretti, G. Quartarone, A. Tassan, A. Zingales // Werkstoffe und Korrosion – 1993. – Vol. 44. – № 1. – P. 24–30.
25. Matsuda S. Effect of pH, sulfates and chlorides on behaviour of sodium chromate and nitrite as passivators for steel / S. Matsuda, H. H. Uhlig // J. Electrochem. Soc. – 1964. – Vol. 111. – № 2. – P. 156–161.
26. Refaey S. A. M. Corrosion and inhibition of stainless steel pitting corrosion in alkaline medium and the effect of cland Branions / S. A. M. Refaey, F. Taha, Abd El-Malar // Applied Surface Science. – 2005. – № 242. – P. 114–120.
27. Наривський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у слабoкислих хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – 2011. – № 31. – С. 214–220.
28. Наривський О. Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітингування сплаву 06ХН28МДТ у нейтральних хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – 2011. – № 32. – С. 255–261.
29. 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.
30. 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.
31. 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.
32. Alonso C. Chloride threshold dependence of pitting potential of reinforcements / C. Alonso, M. Castellote, C. Andrade // Electrochim. Acta. – 2002. – № 47. – P. 3469–3481.
33. Frankel Frankel G.S. Metastable pitting of stainless steel / G.S. Frankel, L. Stockert, F. Hunkeler, H. Boehni // Corrosion. – 1987. – № 43. – P. 429–436.
34. 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.
35. 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.
36. 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.
37. Анодное растворение и селективная коррозия сплавов / И. К. Маршаков, А. В. Введенский, В. Ю. Кондрашин, Г. А. Боков – Воронеж: Изд-во Воронежск. универ-та, 1988. – 205 с.
38. Наривський О. Е. Корозійна поведінка сплаву

- 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді під осадам / О. Е. Нарівський // Науковий вісник Національного лісотехнічного університету України. – 2014. – Т. 24. – № 1. – С. 162–171.
39. 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. Міжвузівський збірник. – 2013. – № 41. – С. 177–183.
40. 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 сырья. – 2013. – (286). – № 3. – С. 60–69.

Одержано 27.11.2017

Наривский О.Э. Особенности селективного растворения металлов в метастабильных и стабильных питтингах сплава 06ХН28МДТ в модельных оборотных водах

Исследованы характерные особенности селективного растворения Cr, Ni и Fe из метастабильных и стабильных питтингов, которые зарождаются, подрастают или репассивируются на поверхности сплава 06ХН28МДТ в модельных оборотных водах с pH4...8 и концентрацией хлоридов 180 и 600 мг/л. Установлено, что pH хлоридсодержащей среды существенно влияет на интенсивность растворения Cr, Ni и Fe из питтингов. Это связано с критическими потенциалами, которые устанавливаются на сплаве в хлоридсодержащих средах и зависят от его химического состава и структуры. Применяя коэффициенты селективного растворения Cr из питтингов установлено, что в модельных оборотных водах с pH4 и концентрацией хлоридов 180 мг/л, а также с pH 5, 7, 8 и 600 мг/л все плавки сплава подвергаются питтинговой коррозии с образованием стабильных, а с pH5...8 и 180 мг/л и с pH4, 6 и 600 мг/л – метастабильных питтингов.

Ключевые слова: селективное растворение металлов, метастабильные питтинги, стабильные питтинги, модельные оборотные воды.

Narivskiy O. Features of selective dissolution of metals in metastable and stable pittings of alloy 06HN28MDT in model circulating waters

The characteristic features of Cr, Ni and Fe selective dissolution from metastable and stable pittings that emerge, grow or repaid on the surface of 06ХН28МДТ alloy in the model recyclable waters with pH4 ... 8 and chloride concentration of 180 and 600 mg/l were investigated. It has been established that the pH of chloride-containing medium influences significantly the intensity of dissolution of Cr, Ni and Fe from pittings. It happens due to the critical potentials established on the alloy in chloride-containing media and depending on its chemical composition and structure. According to the determined coefficients of Cr selective dissolution from pittings, it has been found that in model recyclable waters with pH4 and chloride concentration of 180 mg/l and with pH 5; 7; 8 and 600 mg/l, all the alloy meltings are pitted to form stable, and with pH5 ... 8 and 180 mg/l and with pH4; 6 and 600 mg/l – metastable pittings.

Key words: selective dissolution of metals, metastable pittings, stable pittings, model circulating waters.

Канд. техн. наук А. И. Буря¹, Ли Ю.², С. В. Калиниченко¹,
Е. А. Ерёмкина¹, Е. А. Липко¹, О. И. Михайлова¹

¹Днепропетровский государственный технический университет, г. Каменское

²Компания «Harbin Tongda», Харбин, Китай

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЕРЕРАБОТКИ ОРГАНОПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ФЕНОЛФОРМАЛЬДЕГИДНОЙ СМОЛЫ

Исследовано влияние режимов переработки на прочность органоупластиков на основе фенолформальдегидной смолы, армированной органическим волокном с помощью математического планирования эксперимента. Показано, что композиция характеризуется наибольшей прочностью при температуре $T = 160\text{--}173\text{ }^{\circ}\text{C}$ и давлении $P = 27\text{--}34\text{ МПа}$. Получена математическая модель, адекватно описывающая исследуемый процесс.

Ключевые слова: органоупластики, прочность, математическое планирование эксперимента, параметры переработки.

Введение

Первое органоуплокну было получено в 60-х годах специалистами фирмы DuPont. На рынок оно было выпущено в 1975 году под торговой маркой Kevlar. В настоящее время выпуск органических волокон налажен во многих странах под разными торговыми марками.

В СССР в начале 1970-х годов было разработано волокно на основе полиамидбензимидазолтерефталамида, которое превосходит Kevlar по ряду показателей. Это волокно первоначально назвали Внивлон по названию института, где оно было разработано (ВНИИВ) [1], затем название волокна было изменено на СВМ. Волокна СВМ получают из другого полимера и по иной технологии, чем волокна Kevlar, но по свойствам эти волокна близки.

В России производство арамидных волокон осуществляет ОАО «Каменскволокно», г. Каменск-Шахтинский (Ростовская область). Наряду с такими высокомолекулярными синтетическими нитями как СВМ, Русар, Artec, АРУС предприятие производит нить (жгут) Армос, используемую в кабельной промышленности, при производстве композитов и резинотехнических изделий, а также для изготовления специальных термостойких тканей, грузонесущих элементов и средств баллистической защиты.

Учитывая вышесказанное целью настоящей работы было изучение влияния режимов переработки на прочность органоупластиков на основе фенолформальдегидной смолы, армированной органическим волокном.

Объекты исследования

В работе использовано как связующее, так и волокно китайского производства.

В качестве связующего выбрана фенолформальдегидная смола, основные характеристики которой приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Характеристики фенолформальдегидной смолы

Показатели	Должно быть	Результат проверки
Внешний вид, цвет	сине-зеленая	сине-зеленая
Вязкость при 20 °С, МПа·с	5000–8000	6500
Сухой остаток, %	65–70	67
Свободные фенолы, %	≤ 8	7,0
Время желатинизации при 20 °С, с	200–300	200

Указанную смолу армировали дискретным волокном длиной 10 мм (аналог российского Армоса), свойства которого приведены в табл. 2.

Таблица 2 – Свойства органического волокна

Прочность при растяжении, МПа	4500
Модуль упругости, ГПа	146
Удлинение, %	3
Плотность, г/см ³	1,45

Композицию, содержащую 65 масс. % волокна, готовили пропиткой 40 % раствором смолы в ацетоне. Далее смесь сушили до содержания летучих 6,7 % и перерабатывали методом компрессионного прессования.

Обсуждение результатов

Исходя из постановки задачи, с целью экономии времени исследования было предпринято ортогональное центральное композиционное планирование эксперимента 2-го порядка типа 2^2 [2]. Измерения проводили на двух уровнях каждого из параметров (табл. 3).

Для поиска оптимума процесс формования описывали следующей функциональной зависимостью: $y_1 = f(X_1, X_2)$, где: X_1 – температура формования, К; X_2 – давление, МПа.

Для упрощения расчетов значения дозировок исследуемых факторов преобразовывали в условные единицы по формуле (1) и устанавливали так, чтобы при переводе в условный масштаб они соответствовали -1; 0; +1.

$$x_i = \frac{X_i - X_{i0}}{h}, \quad (1)$$

где x_i – кодированное значение фактора, X_i – верхний уровень варьирования факторов, X_{i0} – основной уровень, h – шаг варьирования факторов.

Результаты расчета исходных дозировок исследуемых компонентов сведены в табл. 4.

Обоснованный выбор параметров, влияющих на процесс, а также интервалов их варьирования – залог успешно проведенной работы. При этом необходимо учитывать, что при малом шаге варьирования переменных, величины некоторых коэффициентов уравнения могут оказаться незначимыми, т. е. соизмеримыми с ошибками измерений. Поэтому рассматривали влияние температуры формования (x_1) и давления (x_2) при шаге варьирования в 10 единиц.

Согласно принятому плану эксперимента, всего было проведено $N = N_n + 2n + 1 = 9$ опытов, где N_n – число опытов в ядре плана, n – число факторов. Каждый опыт повторяли дважды ($k = 2$) в рандомизированном поряд-

ке для исключения системных ошибок. Экспериментальные данные опытов сведены в табл. 5 в виде параметра оптимизации (y_1, y_2).

Математическое описание рассматриваемого процесса предлагалось искать в виде уравнения регрессии, которое определяет зависимость изучаемого процесса от T и P и представлено в виде полинома второго порядка:

$$y_i = b_0 + \sum_{i=1}^n b_i x_i + \sum_{i=j}^n b_{i,j} x_i x_j + \sum_{i=1}^n b_{ii}^2 x_i^2. \quad (2)$$

На основании полученных экспериментальных данных рассчитывали среднее значение функции отклика $\bar{y}_j$:

$$\bar{y}_j = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k y_{ji}, \quad j = 1, 2, \dots, N. \quad (3)$$

Дисперсию воспроизводимости:

$$S_b^2 = \frac{1}{N(k-1)} \sum_{j=1}^N \sum_{i=1}^k (y_{ji} - \bar{y}_j)^2 \quad (4)$$

и дисперсии параллельных опытов S_f^2 :

$$S_{bi}^2 = \frac{1}{6} S_b^2; \quad S_{bij}^2 = \frac{1}{4} S_b^2; \quad S_{bii}^2 = \frac{1}{2} S_b^2; \quad S_{b'0}^2 = \frac{1}{9} S_b^2. \quad (5)$$

Проверку однородности полученных дисперсий параллельных опытов проводили по критерию Кохрена:

$$G_p = \frac{\max_j S_j^2}{\sum_{i=1}^k S_j^2}. \quad (6)$$

Таблица 3 – Исходные данные для планирования эксперимента

Параметр	Символ	Шаг варьирования (h)	Уровни варьирования		
			+1	0	-1
Температура переработки	T , К	10	453	443	433
Давление	P , МПа	10	40	30	20

Таблица 4 – Матрица планирования

№ п/п	x_0	x_i	x_j	x_{ij}	x_i^2	x_j^2
1	1	1	1	1	0,33	0,33
2	1	1	-1	-1	0,33	0,33
3	1	-1	1	-1	0,33	0,33
4	1	-1	-1	1	0,33	0,33
5	1	-1	0	0	0,33	-0,67
6	1	1	0	0	0,33	-0,67
7	1	0	1	0	-0,67	0,33
8	1	0	-1	0	-0,67	0,33
9	1	0	0	0	-0,67	-0,67

Таблица 5 – Параметр оптимизации

№ п/п	Предел прочности, МПа		Среднее	Расчетное
	y_1	y_2	$\overline{y_j}$	y_j^p
1	79,0	66,2	72,6	73,6
2	89,2	63,7	76,4	78,7
3	82,8	79,6	81,2	81,9
4	76,4	73,3	74,8	76,8
5	91,7	89,2	90,4	89,3
6	95,5	80,3	87,9	86,2
7	82,8	73,9	78,3	79,1
8	89,2	76,4	82,8	79,1
9	86,6	75,89	81,2	89,2

На основании факторного эксперимента были вычислены коэффициенты регрессии в соответствии с формулами:

$$b_i = \frac{1}{6} \sum_{i=1}^N x_i \overline{y_i}, \quad b_{ij} = \frac{1}{4} \sum_{i=1}^N x_{ij} \overline{y_i}, \quad b_{ii} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N (x_i')^2 \overline{y_i},$$

$$b_0 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_0 \overline{y_i} - \frac{2}{3} (b_{11} + b_{22}). \quad (7)$$

После расчета всех коэффициентов уравнение принимает вид:

$$y = 81,5 - 1,6 x_1 - 0,3 x_2 - 2,6 x_1 x_2 - 4,4 x_1 x_1 - 10,0 x_2 x_2. \quad (8)$$

Проверку статистической значимости коэффициентов уравнения регрессии $b_0, b_1, b_2, b_{1,2}, b_{11}, b_{22}$ оценивали на основе вычисления доверительных интервалов с учетом дисперсии, характеризующей ошибки определения коэффициентов уравнения. Сам же доверительный интервал рассчитывали по критерию Стьюдента, выбранному согласно принятым степеням свободы (f_1, f_2) и уровню значимости (0,95). Для ортогонального центрального композиционного планирования эксперимента ошибки коэффициентов определяются:

$$t = \frac{|b_i|}{S_{bi}}.$$

Доверительный интервал:

$$\Delta b_i = t_{кр} \cdot S_{bi}.$$

Критическое значение $t_{кр}$ [3] выбирали для числа степеней свободы

$N(n-1) = 9$ и принятого уровня значимости 0,95. Принято считать, что коэффициент регрессии значим, если выполняется условие: $t_{кр} < t$.

Коэффициенты уравнения (8), кроме b_2 , являются статистически значимыми, следовательно, уравнение, описывающее исследуемый процесс, примет вид:

$$y = 81,5 - 1,6 x_1 - 2,6 x_1 x_2 - 4,4 x_1 x_1 - 10,0 x_2 x_2. \quad (9)$$

Полученное уравнение проверяли на адекватность.

Для этого оценивали отклонения значений параметра оптимизации y_j^p , рассчитанных по уравнению (9) от экспериментальных $\overline{y_j}$ для каждого из опытов осуществляемого эксперимента, что позволило определить дисперсию адекватности для равного числа параллельных опытов:

$$S_{ad}^2 = \frac{1}{N-B} \sum_{j=1}^k (\overline{y_j} - y_j^p)^2, \quad (10)$$

где B – число значимых коэффициентов уравнения. С ней также связано число степеней свободы $f_{ad} = 9$.

Расчетные значения параметра оптимизации представлены в табл. 5. Для определения адекватности математического описания (9) после расчета коэффициентов регрессии проверяли степень соответствия полученной модели теоретической форме связи между исследуемыми входными и выходными параметрами. Для этой цели использовали критерий Фишера (F_p), который представляет собой отношение дисперсии адекватности S_{ad}^2 к дисперсии воспроизводимости опыта S_b^2 (см. табл. 6) и вычисляется по формуле:

$$F_p = \frac{S_{ad}^2}{S_b^2}. \quad (11)$$

Т. к. при уровне значимости 0,95 и степенях свободы $f_1 = 9$ и $f_2 = 8$ для рассматриваемого уравнения $F_p = 0,3$, что меньше табличного $F_{табл.} = 2,65$ [3], то оно является адекватным.

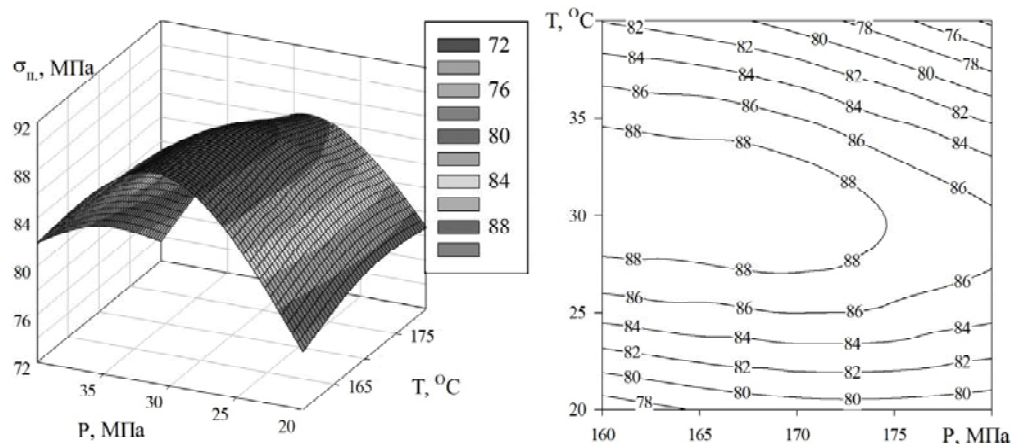
Полученная математическая модель, для наглядности, представлена в виде поверхности отклика. В нашем случае, она иллюстрируется поверхностью в трехмерном пространстве и контуром (рис. 1).

Выводы

В ходе использования математического планирования эксперимента при отработке технологии изготовления образцов из органопластиков на основе фенолформальдегидной смолы установлено, что композиция характеризуется наибольшей прочностью при температуре $T = 160-173$ °C и давлении $P = 27-34$ МПа.

Таблиця 6 – Расчетные значения для оценки адекватности уравнений по критерию Фишера

S_b^2	S_{bi}	Коэффициенты регрессии						S_{ad}^2
		b_0	b_1	b_2	$b_{1,2}$	b_{11}	b_{22}	
79,4	2,1	81,5	-1,6	-0,3	-2,55	-1,4	-10,0	22,8

Рис. 1. Зависимость предела прочности от температуры (T) и давления (P) переработки

Как видно из рис. 1, максимум параметра оптимизации находится в интервале 160–173 °C; 27–34 МПа.

Список литературы

1. Маслеников К. Н. Химические волокна: словарь-справочник / К. Н. Маслеников ; под ред. проф. А. А. Конкина. – М. : Химия, 1973. – 192 с.

2. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов / В. В. Налимов, Н. Л. Чернова. – М. : Физматгиз, 1965. – 340 с.
3. Большев Л. Н. Таблицы математической статистики / Л. Н. Большев, Н. В. Смирнов. – М. : Наука, 1965. – 474 с.

Одержано 16.10.2017

Буря О.І., Лі Ю., Калініченко С.В., Єрьоміна К.А., Ліпко О.О., Михайлова О.І. Оптимізація параметрів переробки органопластиків на основі фенолформальдегідної смоли

Досліджено вплив режимів переробки на міцність органопластиків на основі фенолформальдегідної смоли, армованої органічним волокном, за допомогою математичного планування експерименту. Показано, що композиція характеризується найбільшою міцністю при температурі $T = 160\text{--}173\text{ }^{\circ}\text{C}$ і тиску $P = 27\text{--}34\text{ МПа}$. Отримана математична модель, що адекватно описує досліджуваний процес.

Ключові слова: органопластики, міцність, математичне планування експерименту, параметри переробки.

Burya A., Li Yu., Kalinichenko S., Yeriomina Ye., Lipko Ye., Mihaylova O. Optimization of processing parameters of organoplastics based on phenol-formaldehyde resin

The influence of processing regimes on strength of organic plastics based on phenol-formaldehyde resin reinforced with organic fiber is investigated, through of mathematical planning of the experiment, in the article. It is shown that the composition is characterized by the greatest strength at a temperature $T = 160\text{--}173\text{ }^{\circ}\text{C}$ and a pressure $P = 27\text{--}34\text{ МПа}$. A mathematical model that adequately describes the process under investigation is obtained.

Key words: organoplastics, strength, mathematical planning of the experiment, processing parameters.

ВИКОРИСТАННЯ МЕТАЛОКЕРАМІЧНОГО ТВЕРДОГО СПЛАВУ ДЛЯ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВОГО НАНЕСЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ПОКРИТТІВ

Описано структуру і властивості покриття, отриманого імпульсно-плазмовою обробкою із застосуванням складеного катода, до складу якого входить твердий сплав T15K6. Покриття має високу мікротвердість (800-1100 HV) і містить до 15 % карбідів вольфраму розміром до 25 мкм.

Ключові слова: імпульсно-плазмова обробка, покриття, мікроструктура, карбіди вольфраму, твердість.

Вступ

Нанесення захисних покриттів є одним із основних напрямів підвищення довговічності деталей машин та інструменту. Для цього широко застосовують плазмові технології, до яких належить імпульсно-плазмова обробка (ІПО). В роботах [1–3] пропонується використовувати для ІПО електротермічний аксіальний плазмовий прискорювач (ЕАПП), який працює в гідродинамічному режимі та забезпечує генерацію плазми в атмосфері повітря [4]. Формування покриття при ІПО здійснюється за рахунок плазмового переносу матеріалу катода, поверхневі шари якого випаровуються та розплавляються під дією імпульсного електричного розряду в камері плазмотрона. Автором раніше було показано [1–3], що для утворення достатньо товстих захисних (трибологічних) покриттів доцільно використовувати електроди, виготовлені зі сплаву, що вміщує карбідну (карбоборидну) евтектику та має температуру плавлення не вище 1400 °С. Такими сплавами є білі леговані чавуни або інструментальні сталі ледебуритного класу. Завдяки зниженій температурі плавлення евтектики поверхня електрода оплавляється достатньою мірою, щоб утворити значний об'єм мікрокрапельної фази, яка переноситься плазмовим потоком на поверхню деталі. В результаті при невеликій кількості імпульсів на поверхні утворюється щільне покриття товщиною 100–150 мкм, яке може виконувати захисні функції.

Втім, така технологія потребує застосування постплазмової термічної обробки. Це обумовлено тим, що при електричному розряді в камері плазмотрона температура підвищується до 10 тис. °С, внаслідок чого поверхня катода оплавляється з повним розчиненням хімічних елементів у рідині. Формування покриття відбувається за рахунок надшвидкої кристалізації мікрокапель на підложці, в результаті чого в покритті утворюється пересичений твердий розчин (аустеніт) за відсутності карбідних (боридних) фаз, які не встигають утворитися шляхом виділення з рідини. У такому стані покриття має низьку твердість та не забезпечує достатньої зносостійкості.

Дослідженнями [5–6] встановлено, що для підвищення опору зношуванню необхідно забезпечити виділення карбідних фаз із твердого розчину шляхом проведення термічної обробки *gjrhbnnz* із досить довгою витримкою при високих температурах (вище 900 °С). В процесі нагріву та витримки термодинамічно нестабільний твердий розчин розпадається із виділенням карбідів (боридів), що стимулює подальше перетворення аустеніту у мартенсит при охолодженні. В результаті різко підвищується твердість покриття та зростає його зносостійкість. Втім, проведення термічної обробки не завжди є прийнятним. Оскільки така термообробка є об'ємною, вона змінює структуру та властивості в об'ємі деталі (інструменту), що є неприпустимим, коли ІПО проводиться на готових виробах.

Мета роботи – розробка методу отримання імпульсно-плазмових покриттів з високими властивостями без проведення постплазмової термічної обробки.

Напрямок досліджень

Як альтернативний підхід пропонується проводити ІПО із використанням ЕАПП, аксіальний електрод якого виготовлений із композиційного електропровідного матеріалу, що вміщує карбіди одного або кількох металів групи (вольфрам, ванадій, молібден, титан, тантал, цирконій, гафній) та металеву матрицю із температурою плавлення не вище 1600 °С. В процесі електричного розряду в камері плазмотрону поверхня катода не повинна оплавлятися повністю, оплавлятися має тільки металева матриця (зв'язка), при цьому карбіди повинні залишатися більшою мірою нерозплавленими. В такому випадку карбіди будуть переноситися плазмою на поверхню в нерозплавленому стані, це запобігатиме формуванню пересиченого твердого розчину в покритті при ІПО. Отримання карбідів в покритті безпосередньо в ході ІПО виключить необхідність подальшої постплазмової термічної обробки.

Для реалізації цього підходу аксіальний електрод

повинен бути виготовлений методом порошкової металургії із композиційного електропровідного матеріалу. Електропровідність матеріалу необхідна для утворення електричного розряду в камері ЕАПП. Технологія виготовлення матеріалу забезпечить відсутність у його структурі карбідних евтектик, які досить легко розчиняються при нагріві (при цьому розчиняються і карбіди, що входять до складу евтектики). Карбіди у складі матеріалу повинні мати підвищену температуру плавлення, що буде запобігати їх інтенсивному розплавленню під дією електричного розряду. До таких відносяться карбіди перехідних елементів IV, V і VI груп, а саме: вольфраму, ванадію, молібдену, титану, танталу, цирконію, гафнію. Карбіди цих елементів мають високу температуру плавлення, що перевищує 2,5 тис. °C, а саме: WC – 2870 °C, VC – 2810 °C, MoC – 2800 °C, TiC – 3260 °C, TaC – 3880 °C, ZrC – 3532 °C, HfC – 3900 °C [7]. Використання цих тугоплавких карбідів забезпечить реалізацію пропонованого способу ІПО. Застосування карбідів інших карбідоутворювальних елементів (заліза, хрому, марганцю) не є ефективним з огляду на пониженою температуру їх плавлення: Cr_7C_3 – 1780 °C, Cr_3C_2 – 1810 °C, Cr_{23}C_6 – 1500 °C, Fe_3C – 1600 °C, Mn_3C – 1520 °C. Розчинення карбідів заліза, марганцю, хрому при ІПО призведе до утворення пересиченого твердого розчину в покритті, що викликає необхідність проведення додаткової термічної обробки.

На відміну від карбідів, металева матриця (зв'язка) повинна мати знижену температуру плавлення. Це дає змогу досить легко оплавити поверхню катода і інтенсифікувати плазмовий перенос у вигляді мікрокрапельної фракції, що необхідно для утворення захисного покриття достатньої товщини. З цією метою слід вибирати металеву зв'язку зі зниженою температурою плавлення. Цій умові відповідає використання як зв'язки таких металів, як, мідь (температура плавлення 1085 °C), залізо (1539 °C), кобальт (1495 °C), нікель (1455 °C), сплавів Ni-Mo та Ni-Cr (не менше 50 мас. % нікелю) (1360–1455 °C) тощо.

Методика експерименту

Експериментальну перевірку викладеного підходу здійснювали шляхом імпульсно-плазмового нанесення покриття із використанням електротермічного плазмового прискорювача, електричну схему якого наведено на рис. 1 [8]. ЕАПП складається із трубчастого розрядника (РА), катода (А), анода (В), – ємнісного накопичувача енергії (C1, 10 мкФ), ємнісного накопичувача «спускового» пристрою (C2), накопичувача блокування (C3), – котушка нелінійної індуктивності (L), трансформатора (PT), іскрового зазору (CSG). Аксіальним електродом слугував стрижень розмірами 4×5×40 мм, виготовлений зі спеченого твердого сплаву Т15К6 номінального складу: WC – 79 об. %; TiC – 15 об. %; кобальтова зв'язка – 6 об. %. Твердосплавний стрижень було завальковано у сталевий стрижень із низьковуглецевої сталі, який кріпився у вихідному отворі розрядни-

ка. ІПО проводили за таких параметрів: напруга розряду – 4,0 кВ, сила струму – 10 кА, кількість імпульсів – до 10. Покриття наносили на зразки сталі 75Г (0,75 % C, 0,91 % Mn, 0,28 % Si) розмірами 10×10×25 мм.

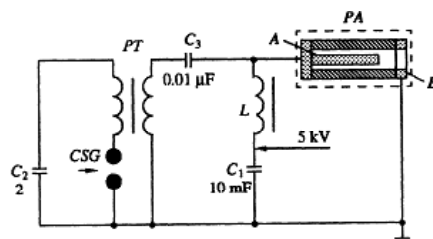


Рис. 1. Електрична схема підключення ЕАПП [8]

Мікроструктуру покриття досліджували в поперечному перетині за допомогою оптичного мікроскопа Axiovert 40 MAT (Carl Zeiss). Твердість покриття вимірювали при навантаженні 20 г на мікротвердомірі FM-300 (Future-Tech Corp.).

Експериментальна частина та аналіз отриманих результатів

Мікроструктуру сталеві поверхні після ІПО представлено на рис. 2, 3. Після од кратної обробки на поверхні сформувався модифікований шар товщиною 25–31 мкм, який відрізнявся більш світлою будовою від перлітної структури основи (рис. 2). Мікротвердість модифікованого шару становить 785–880 HV, що вказує на мартенситну природу його будови. Утворення модифікованого шару відбулося внаслідок загартування поверхні за рахунок нагріву плазмовим імпульсом [4]. Товщина шару відповідає глибині прогріву поверхні до температури аустенітної області. Утворення покриття на поверхні модифікованого шару при однократній обробці не спостерігалось.

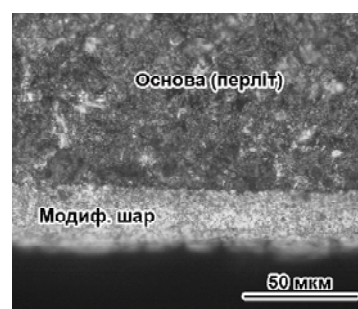


Рис. 2. Мікроструктура поверхні після однократної обробки

Аналіз рис. 3 вказує на те, що після 10 імпульсів із зовнішньої сторони модифікованого шару сформувалось покриття змінної товщини (33–72 мкм). Модифікований шар змінив колір; тепер він виглядає як темна смуга, що вирізняється на фоні більш світлого покриття. Покриття не є однорідним, у його межах зафіксовано наявність окремих зернистих часток карбіду WC

із середнім розміром в межах 1–10 мкм. Більшість карбідних часток мають округлу форму (рис. 3а), але й наявні більш великі включення (до 25 мкм) з частково кутастою формою, більш характерною для спеченого твердого сплаву (рис. 3б). Можна вважати, що округлення кутастих часток відбулося внаслідок їх часткового оплавлення під час перенесення плазмовим потоком на поверхню зразка.

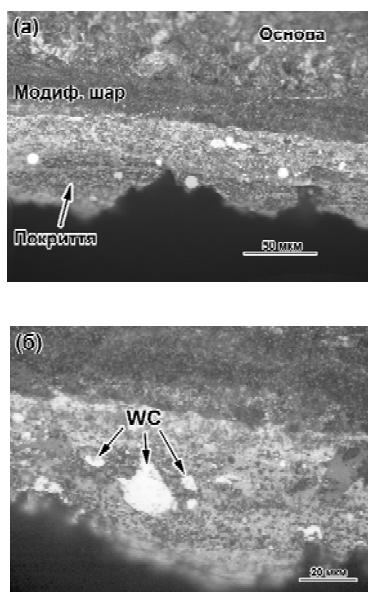


Рис. 3. Мікроструктура поверхні після 10 імпульсів: а – загальний вигляд; б – карбіди вольфраму в покритті

Заміри мікротвердості показали, що внаслідок 10 імпульсів відбулося пом'якшення модифікованого шару до 520–600 HV, що пов'язано з процесами відпуску при повторному нагріванні поверхні плазовими імпульсами. Натомість на поверхні виникло покриття із твердістю в межах 800–950 HV. У місцях залягання карбідів вольфраму мікротвердість була підвищена до 1050–1100 HV (виміряти мікротвердість самих карбідів не вдалося внаслідок їх малого розміру). Висока твердість покриття свідчить про те, що воно має структуру високовуглецевого мартенситу. Таку структуру було досягнуто незважаючи на те, що у формуванні покриття брав участь катод, який частково складався із двох частин – твердого сплаву Т15К6 та низьковуглецевої сталі. Можна припустити, що при ІПО відбулося насичення плазми атомами вуглецю, який було вивільнено внаслідок ерозії паперово-бакелітових стінок розрядника під дією високострумовевого електричного розряду в камері прискорювача [1]. Вуглець розчинився в залізі, що після надшвидкої кристалізації покриття призвело до утворення твердого мартенситу.

Отримані результати показали можливість формування імпульсно-плазмового покриття із карбідами вольфраму без проведення додаткової пост-плазмової термічної обробки. Тобто показано перспективність

використання твердих композиційних сплавів як катода для нанесення імпульсно-плазових покриттів. Втім, аналіз мікроструктури покриття показав, що об'ємна частка карбідів вольфраму не перевищує 15 об. %, що є недостатнім з огляду на необхідність забезпечення високої зносостійкості покриття. Причиною зниженої кількості карбідних включень можуть бути: а) випаровування (розчинення) більшості часток внаслідок високої температури в розрядній камері; б) недостатня ерозія катода внаслідок зміщення електричного розряду на сталеву частину катода (пов'язаного із різницею в електричному опорі різнорідних складових катода). І якщо перша причина може бути викликана занадто високою тепловою потужністю плазмового струменя, то друга може полягати в конструктивних недоліках складового катода «сталі/Т15К6». Таким чином, конструкція катода та режим ІПО потребують оптимізації в ході подальших досліджень.

Висновки

Застосуванням електротермічного аксіального плазмового прискорювача з комбінованим катодом, до складу якого входить металокерамічний твердий сплав Т15К6, отримано імпульсно-плазмове покриття на сталі 75Г товщиною 33–72 мкм із твердістю 800–1100 HV. Покриття має структуру високовуглецевого мартенситу, в якому розподілено округлі включення карбіду вольфраму розміром до 25 мкм. Формування мартенсито-карбідної структури покриття відбувалося безпосередньо при імпульсно-плазмовій обробці та не потребувало проведення пост-плазмової термічної обробки.

Стаття підготовлена за фінансової підтримки Міністерства освіти і науки України в рамках держбюджетного проекту 0117U002270.

Список літератури

1. Pulsed Plasma Deposition of Fe-C-Cr-W Coating on High-Cr-cast iron: Effect of Layered Morphology and Heat Treatment on the Microstructure and Hardness / V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, A. Lekatou end etc. // Surface Coating Technology. – 2016. – Vol. 304. – P. 93–305.
2. Phase-Structural Composition of Coating Obtained by Pulsed Plasma Treatment Using Eroded Cathode of T1 High Speed Steel / Yu.G. Chabak, V.I. Fedun, K. Shimizu end etc. // Problems of Atomic Science and Technology, Ser.: Plasma Phys. – 2016. – Vol. 4 (102). – P. 102–106.
3. Features of Formation of Microstructure, Elemental and Phase Compositions, and Properties of the 1.7%C – 14%Cr – 3%Mn – 3%Si – 1%Ni – 0.6%V – 1.2%B Steel under Casting and Pulsed Plasma Deposition / Yu.G. Chabak, T.V. Pastukhova, V.G. Efremenko end etc. // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2017. – Vol. 39. – P. 491–505.
4. Modification of steel surface by pulsed plasma heating / Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, T. V. Pastukhova end etc. // Problems of Atomic Science and Technology, Ser.: Plasma Phys. – 2017. – №4 (110). – P. 7–102.
5. The Post-Deposition Heat Treatment of Codeposited Cr_3C_2 and AISI 410 Stainless Steel Using the Coaxial Laser

- Deposition Technique / M. Fenech, B. Mallia, M. Grech end etc. // Journal of Materials Science. – 2013. – Vol. 48. – P. 2224–2235.
6. Микроструктура хромо-ванадистого чугуна, формуються при плазменній обробці поверхні і послідуєть термічеської обробці // Ефреєнєко В.Г., Чабак Ю.Г., Пастухова Т.В. і др. // Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2016. – Вип. 33. – С. 50–58.
 7. Конструкционные материалы: Справочник / Б. Н. Арзамасов, В. А. Брострем, Н. А. Буше и др. – М. : Машиностроение, 1990. – 688 с.
 8. The Use of a Magnetic Switch for Commutation of High-Current Pulse Circuits / Yu. E. Kolyada, I. Fedun, I. N. Onishchenko, E. A. Kornilov // Instruments and Experimental Techniques. – 2001. – Vol. 44 (2). – P. 213–214.

Одержано 15.12.2017

Чабак Ю.Г. Использование металлокерамического твердого сплава для импульсно-плазменного нанесения износостойких покрытий

Описаны структура и свойства покрытия, полученного импульсно-плазменной обработкой с применением катода, в состав которого входит твердый сплав T15K6. Покрытие имеет высокую микротвердость (800-1100 HV) и содержит до 15 % карбидов вольфрама размером до 25 мкм.

Ключевые слова: импульсно-плазменная обработка, покрытие, микроструктура, карбиды вольфрама, твердость

Chabak Yu. Use of metal-ceramic cemented carbide alloy for pulse-plasma deposition of wear-resistant coatings

The structure and properties of the coating obtained by pulsed-plasma treatment using a composite cathode, which includes the cemented carbide alloy T15K6, are described. The coating has a higher microhardness (800-1100 HV) and contains up to 15% tungsten carbides of size up to 25 mm.

Key words: pulse-plasma treatment, coating, microstructure, tungsten carbide, hardness.

ТЕХНОЛОГІЯ ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПОКРИТТЯМИ, СИНТЕЗОВАНИМИ З ГАЗОВОЇ ФАЗИ

Основним напрямком підвищення показників надійності технічних систем є підвищення зносостійкості швидкозношуваних деталей, яке може бути досягнуте шляхом застосування сучасних технологічних процесів їх зміцнення. Розглянуто основні способи одержання зміцнювальних покриттів з газової фази. Проаналізована доцільність їх використання у ремонтному виробництві АПК.

Ключові слова: технічні системи, захисна плівка, зміцнювальні покриття, газова фаза, хімічне осадження, адгезія, екологічна чистота, тверді сплави, температура, теплова енергія.

У ремонтному виробництві широко застосовуються різні способи зміцнення, які можна поділити на 6 основних класів [1]:

- зміцнення з утворенням плівки на поверхні;
- зі зміною хімічного складу поверхневого шару;
- зі зміною структури поверхневого шару;
- зі зміною енергетичного запасу поверхневого шару;
- зі зміною мікрогеометрії поверхні та наклепом;
- зі зміною структури по всьому обсягу матеріалу.

У свою чергу, зміцнення зі створенням плівки на поверхні можна одержати за допомогою:

- а) хімічною реакцією;
- б) осадженням з газової фази;
- в) електролітичним (електрохімічним) осадженням (нанесенням);
- г) напилюванням.

Характерною рисою одержання зміцнювальних покриттів з парової або газової фази є пряме перетворення електричної або іншої енергії в енергію технологічного впливу, засновану на структурно-фазових перетвореннях в обложеному на поверхні конденсаті або в самому поверхневому шарі деталі, розміщеної у вакуумі до заходу (або в атмосфері).

Основною перевагою цих методів є можливість створення досить високого рівня фізико-механічних властивостей матеріалів у тонких поверхневих шарах, нанесення щільних покриттів з тугоплавких хімічних сполук, також алмазоподібних, які неможливо одержати традиційними методами. Крім того, ці методи дозволяють забезпечити:

- високу адгезію покриття до основи;
- рівномірність покриття по товщині на великій площі;
- високу чистоту поверхні покриття;
- екологічну чистоту виробничого циклу.

Методи створення зміцнювальних покриттів за допомогою осадження вакуумі (або в атмосфері робочого газу) бувають фізичними (комбінований метод ство-

рення зміцнювальних покриттів у вакуумі – КМСЗПВ) і хімічними (хімічний метод створення зміцнювальних покриттів у вакуумі – ХМСЗПВ) (рис. 1) [2]. Усередині цих двох груп існує досить велика кількість способів нанесення покриттів, зокрема комбінованих або способів з підтримкою або активацією процесу від інших джерел енергії.

Як випливає із назви використовуваних процесів (КМСЗПВ і ХМСЗПВ), вони засновані на різних явищах. Кінцевий же результат і в тому та в іншому випадку – осадження з газової фази матеріалу покриття на основу. Порівнюючи ці два методи, слід зазначити, що основною перевагою методів ХМСЗПВ є більш простий спосіб завантаження деталей у камеру, немає необхідності у тривалому багатоступінчастому очищенні та дотриманні високої чистоти поверхні, так само немає необхідності в обертанні деталі при нанесенні покриття. Це роблять метод ХМСЗПВ економічно вигідним при нанесенні покриттів на більші партії деталей. У свою чергу, нанесення КМСЗПВ-покриттів за допомогою дугового або тліючого розряду (магнетрону) має більшу продуктивність і не настільки чутливе до незначних відхилень технологічних параметрів.

При фізичному осадженні (фізичний метод створення зміцнювальних покриттів у вакуумі – ФМСЗПВ) матеріал покриття переходить із твердого стану в газову фазу в результаті випару під впливом теплової енергії або в результаті розпилення за рахунок кінетичної енергії зіткнення часток матеріалу. КМСЗПВ-процеси проводять у вакуумі або в атмосфері робочого газу при досить низькому тиску.

Метод хімічного осадження (МХО) практично не має обмежень щодо хімічного складу покриттів. Усі присутні частки можуть бути обложені на поверхню матеріалу. Які покриття при цьому утворюються, залежить від комбінації матеріалів і параметрів процесу.

При використанні ХМСЗПВ-методу хімічні реакції відбуваються в безпосередній близькості або на поверхні оброблюваного матеріалу. На відміну від про-

цесів КМСЗПВ, при яких тверді матеріали покриття переводяться в газоподібну фазу випаром або розпиленням, при ХМСЗПВ-процесі в камеру для нанесення покриття подається суміш газів. Для протікання необхідних хімічних реакцій потрібна температура до 1100°C , що обмежує число матеріалів, на які можна нанести ХМСЗПВ-покриття (рис. 1), тому що минулі термічну обробку матеріали втрачають у результаті відпуску свої властивості.

Процеси ХМСЗПВ відбуваються при тисках $100\ldots 1000\text{ Па}$. Покриття наноситься на всю поверхню виробу. Для одержання однакових властивостей усього покриття в обсязі робочої камери (особливо великий) необхідно забезпечити оптимальні потоки газу. Із цією метою застосовуються спеціальні системи подання газу, так званий газовий душ. Установки ХМСЗПВ, як правило, мають достатньо великі габарити. Для запобігання небезпечних викидів газів в атмосферу використовується спеціальна система фільтрів. Завдяки високій температурі нанесення, що забезпечує часткову дифузію матеріалу, що наноситься в основу, покриття ХМСЗПВ характеризуються кращою адгезією порівняно з покриттями КМСЗПВ.

Для зниження шкідливого впливу температури на властивості твердих сплавів розроблений спосіб нанесення покриття ХМСЗПВ при температурах близько 800°C , який одержав назву середньотемпературного методу (МТ-ХМСЗПВ) (рис. 1).

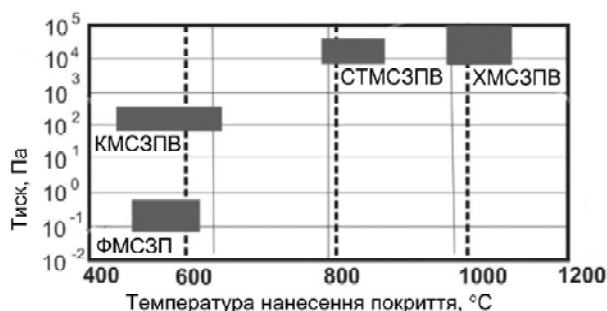


Рис. 1. Параметри основних методів отримання покриттів з газової фазової фази у вакуумі (або в атмосфері робочого газу)

КМСЗПВ і ХМСЗПВ-методи також відрізняються за виглядом внутрішніх напружень у шарі покриття, що наноситься. При методі КМСЗПВ переважають стискальні напруження, а при методі ХМСЗПВ – розтягувальні.

Нещодавно був розроблений ще один різновид методу ХМСЗПВ, що дозволив знизити температуру нанесення покриття практично до температур, використовуваних у КМСЗПВ-методі [2], що одержала назву Р-ХМСЗПВ (рис. 2).

Практично метод являє собою комбінацію двох основних методів, оскільки нанесення покриттів ХМСЗПВ-методом відбувається в середовищі плазми (як при КМСЗПВ). Також в іноземній літературі застосовують позначення РА-ХМСЗПВ (активовані плазмою ХМСЗПВ-процеси) і РЕ-ХМСЗПВ (посилений плазмою ХМСЗПВ).

Для початку хімічних реакцій при цьому методі використовується не висока температура, а плазма в робочій камері. Плазма має каталітичний вплив і концентрує енергію. У результаті процеси можуть протікати при більш низьких температурах. За допомогою Р-ХМСЗПВ-методу, залежно від підведеного газу, можна наносити карбідні, нітридні та карбонітридні покриття при температурах $400\text{--}500^{\circ}\text{C}$. Порівняно з отриманими за методом КМСЗПВ, ці покриття мають кращу адгезію та менші внутрішні напруження. Крім того, відпадає необхідність в особливому розташуванні виробів для одержання рівномірного покриття. Однак метод Р-ХМСЗПВ поки не одержав широкого поширення.

Процес низькотемпературного газофазного синтезу плазмохімічних покриттів (ПХП) – це один з методів, розроблених останнім часом, здатний багаторазово підвищити довговічність деталей, що зношуються, з використанням малогабаритного легко переналагоджуваного устаткування, що працює при атмосферному тиску, на відміну від способів КМСЗПВ і ХМСЗПВ, здійснюваних у вакуумних камерах. Сутність процесу полягає в тому, що легко летючі органічні речовини, які подаються в плазму, утворюють різного роду хімічні сполуки, які конденсуються на оброблюваній поверхні у вигляді тонких плівок, що формують покриття.

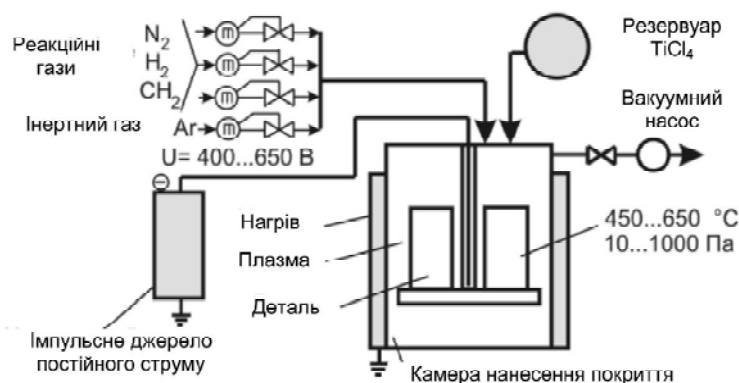


Рис. 2. Схема установки для нанесення покриттів методом Р-ХМСЗПВ

Ціль ПХП – багаторазове збільшення стомлюваних властивостей, корозійної стійкості, жаростійкості, анти-схоплювання, фретинг-стійкості, що забезпечує підвищення експлуатаційних властивостей деталей.

Найбільш прогресивним способом нанесення ПХП є фінішне плазмове зміцнення (ФПЗ).

Способом ФПЗ наносять зносостійке покриття, товщиною до 3.10 мкм у безвакуумному просторі при атмосферному тиску [5]. При цьому зміцнення деталей машин відбувається при їхній температурі в процесі обробки порядку 100...200 °С. ФПЗ можна проводити з нанесенням зносостійкого покриття та з одночасним повторним загартуванням підплівкового шару або без нього. Відмінною рисою ФПЗ є можливість нанесення зносостійкого покриття без значного термічного впливу на основний матеріал деталі.

Основним принципом, взятим за основу технології ФПЗ, є розкладання пар рідких хімічних реагентів, що вводяться в дуговий плазмотрон, з подальшим проходженням плазмохімічних реакцій і утворенням на поверхні деталі зміцнювального покриття.

Процес протікає в кілька стадій [6]:

- створення стійкого потоку плазми дугового розряду з використанням у якості плазмоутворюючого газу аргону та плазмотрону непрямої дії;
- випаровування рідких хімічних реагентів в обсязі спеціального живильника та перенесення їх разом з додатковим потоком інертного газу в утворену раніше плазму дугового розряду;
- одержання в дуговому каналі плазмотрону непрямої дії паро-плазмового потоку утримуючого збуджені атоми, молекули, радикали, позитивно та негативно заряджені іони, електрони, кластери;
- проходження плазмохімічних реакцій компонентів парової фази у плазмі дугового розряду з утворенням нових з'єднань і перенесення продуктів реакцій плазмовим струменем до поверхні деталі;
- конденсація продуктів реакцій на поверхні деталі з одночасним тепловим впливом на неї факела плазмового струменя;
- проходження взаємодії між адсорбованими обложеними продуктами реакцій на підложці росту, що призводить до зародження покриття.

Протікання процесу ФПЗ нагадує основні стадії фізичного осадження покриттів з парової фази (методи КМСЗПВ). Але, на відміну від відомих процесів КМСЗПВ, цей метод зміцнення дозволяє реалізовувати всі стадії утворення покриття при атмосферному тиску, без вакуумних камер. Крім того, покриття, нанесені методом КМСЗПВ, при їхньому осадженні на низькотемпературну основу з температурою менш 250 °С звичайно мають низьку адгезію [6].

Як джерело теплової енергії для нанесення покриття при ФПЗ використовується плазмовий струмінь, що минає при атмосферному тиску з малогабаритного дугового плазмотрону (рис. 3).

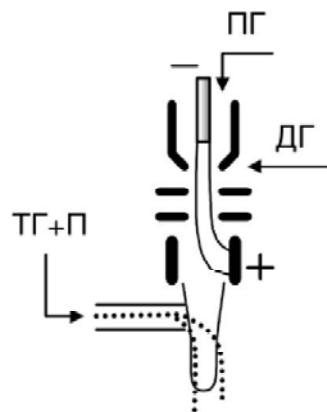


Рис. 3. Схема плазмотрону для ФПЗ. Гази: ПГ – плазмоутворювальний, ТГ – транспортувальний, ДГ – додатковий, П – реагенти зміцнення

Ефективність ФПЗ заснована на підвищенні ресурсу деталей мінімум у два рази [5, 6], що досягається за рахунок утворення діелектричного, хімічно інертного захисного покриття з одночасною зміною фізико-механічних властивостей поверхневого шару деталі; збільшенням її мікротвердості (як правило, в 1,5–2 рази), значного зменшення коефіцієнту тертя, вирівнювання мікрорельєфу.

Висновки

1. Устаткування ХМСЗПВ і КМСЗПВ дороге, технічно складне, стаціонарне і має великі габаритні розміри. У низці випадків на цьому устаткуванні недоцільне зміцнення дрібних партій виробів.
2. Технології ХМСЗПВ і КМСЗПВ досить складні та передбачають якісне багатоступеневе очищення та підготовку поверхні, використання дорогих високочистих хімічних реагентів (TiCl₄, NH₃ і т. д.) і прецизійних дозаторів хімічних реагентів, точний контроль продуктів хімічних реакцій у робочій камері та т. п.
3. Устаткування для ФПЗ містить у собі переносний блок апаратури з дозатором-випарником реагентів і малогабаритним плазмотроном, водяну систему охолодження та балон із плазмоутворювальним газом – аргоном, витяжку. Як джерело живлення може використовуватися серійний зварювальний випрямляч.
4. Технологічний процес ФПЗ містить у собі операції очищення (знежирення) поверхні деталі та безпосередньої її обробки відкритою плазмою, на відміну від ХМСЗПВ та КМСЗПВ не у вакуумі, а на відкритому повітрі. Тривалість обробки деталей не перевищує декількох хвилин. Температура нагрівання деталей при цьому не більше 200 °С, геометрія поверхні та параметри шорсткості не змінюються. Вимоги безпеки при ФПЗ не накладають обмежень для його широкого використання та визначаються застосуванням витяжок і зварювальних джерел живлення.

5. Технології ХМСЗПВ і КМСЗПВ використовуються в основному в багатосерійному і масовому виробництві різального інструменту та деталей машин для їхнього зміцнення. У ремонтному виробництві АПК, на наш погляд, ці технології, у більшості випадків, використовувати недоречно.

6. Для ремонтного виробництва АПК найбільш прийнятним з можливих способів одержання зміцнювальних покриттів осадженням з газової фази, є фінішне плазмове зміцнення або аналогічний спосіб одержання плазмохімічних покриттів.

Список літератури

1. Тушинский Л. Н. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Тушинский Л. Н. – Минск : Наука, 2004.
2. Локтев Д. Методы и оборудование для нанесения износостойких покрытий / Локтев Д. // Наноиндустрия. Научно-технический журнал. – 2014. – № 4. – С. 18–26.
3. Козырева Л. В. Повышение надежности поворотных опор навозоуборочных транспортеров ТСН-160А композиционными материалами / Козырева Л. В. – М., 2014. – 26 с.

4. Чупятон Н. Н. Технология восстановления и упрочнения деталей шестеренных насосов НШ-50У ХМСЗПВ-методом металлоорганических соединений : автореф. дисс. на соискание научн. степени канд. техн. наук : 05.20.03 / Н. Н. Чупятон. – М., 2008. – 16 с.
5. Тополянский П. А. Финишное плазменное упрочнение инструмент и оснастки - итоги исследований и внедрений / Тополянский П. А. // Технологии ремонта, восстановления, упрочнения и обновления машин, механизмов, оборудования и металлоконструкций. Материалы 6-й Международной практической конференции-выставки 13–16 апреля 2010 г. – г. Санкт-Петербург. – 2010. – С. 232–257.
6. Тополянский П. А. Исследование адгезионных свойств и механизма образования покрытия, наносимого методом финишного плазменного упрочнения / Тополянский П. А. // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмент и технологической оснастки // Материалы 7-й Международной практической конференции-выставки 12–15 апреля 2010 г. – г. Санкт-Петербург : Изд. СПбГПУ, 2005. – С. 316–333.

Одержано 18.12.2017

Пономаренко А.М., Хандюк Н.В. Технология упрочнения деталей машин покрытиями, синтезированными из газовой фазы

Основным направлением повышения показателей надежности технических систем есть повышение износоустойчивости быстроизнашивающихся деталей, которое может быть достигнуто путем применения современных технологических процессов их упрочнения. Рассмотрены основные способы получения упрочняющих покрытий из газовой фазы. Проанализирована целесообразность их использования в ремонтном производстве АПК.

Ключевые слова: технические системы, защитная пленка, упрочняющие покрытия, газовая фаза, химическое осаждение, адгезия, экологическая чистота, твердые сплавы, температура, тепловая энергия.

Ponomarenko A., Handuk N. Technology for hardening machine parts with coatings synthesized from the gas phase

The basic direction of increase of indicators of reliability of technical systems is to increase the wear resistance of wearing parts, which can be achieved through the application of modern technological processes of hardening. The main methods of obtaining a hardening coatings from the gas phase are described.

Key words: technical systems, protective film, hard coating, gas phase, chemical vapor deposition, adhesion, environmental friendliness, hard alloys, temperature, thermal energy.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МЕТАЛЕВОГО НАПОВНЮВАЧА ТЕРМІТНОЇ ШИХТИ НА ЯКІСНІ ПОКАЗНИКИ СПЛАВУ, НАПЛАВЛЕНОГО МЕТОДОМ СВС

Розглянуті технологічні параметри процесу наплавлення на металеву основу шару сталі або чавуну, отриманого у результаті СВС. Проведено комплексне дослідження впливу складу екзотермічної шихти й початкової температури поверхні основи, на яку здійснюється наплавлення, на якість термітного сплаву та з'єднання шарів.

Ключові слова: литво, термітна сталь, синтез, алюмотермія, наплавлення.

Постановка проблеми

Для наплавлення покриття на поверхню металевих виробів зазвичай використовують зварювання. Цей процес є трудомістким, потребує багато часу та не дозволяє одночасно отримувати з'єднання по усій площині виробу. Застосування саморозширювального високо-температурного синтезу (СВС) для отримання рідкого термітного сплаву по усій робочій поверхні деталі може стати економічно доцільною альтернативою виробництва плоскіх біметалевих виробів.

Мета і завдання

Для обґрунтування технологічних параметрів процесу наплавлення на металеву основу шару сталі або чавуну, отриманого у результаті СВС, товщиною понад 5 мм необхідно проведення комплексного дослідження впливу складу екзотермічної шихти й початкової температури поверхні основи, на яку здійснюється наплавлення, на якість з'єднання матеріалів та властивості термітних сплавів.

Вступ

Екзотермічне наплавлення являє собою процес нанесення на поверхню металеві деталі рідкого розплаву заданого хімічного складу та температури, одержуваних в результаті екзотермічної реакції металу-відновника з оксидом заліза. Як компоненти термітної шихти можуть використовуватись відходи металургійного виробництва (знежирена окалина, просипи феросплавів тощо) і порошки алюмінію та заліза.

В результаті досліджень [1] було встановлено тепло-творна здатність термітної суміші на основі Fe_2O_3 і на основі FeO . Розрахункова температура реакції в останній не перевищує температуру фазових переходів продуктів.

Теплота, що виділилася в результаті екзотермічної реакції термітної суміші на основі Fe_2O_3 , витрачається на такі процеси: нагрівання заліза і оксиду алюмінію до температури плавлення, їх нагрівання в рідкому стані до температури кипіння, теплообмін з навколишнім середовищем [2].

При тепловому ефекті термітної реакції з Fe_2O_3 3996 кДж / кг (955 ккал / кг) кількість теплоти, що витрачається на випаровування заліза, становить $3996 - 3548 = 448$ кДж / кг (107 ккал / кг).

Виходячи з відомої теплоти випаровування заліза, що дорівнює 6088 кДж / кг (1455 ккал / кг), ступінь переходу заліза в газоподібний стан складе: $448/6088/0,5228 = 0,141$ або 14 %. Отже, з кожного моля, утвореного в результаті реакції заліза, 0,141 моль переходить в газоподібний стан.

Якщо надлишок тепла 448 кДж / кг витрачається тільки на випаровування заліза, якого в продуктах реакції міститься 52,28 % (в перерахунку на 1 кг заліза ця ж кількість теплоти одно $448/0,5228 = 856,92$ кДж / кг або 204,7 ккал / кг), то в початкову шихту може бути додано $856,92/2318,44 * 100 \% = 36,9 \%$ заліза від маси заліза, отриманого під час реакції, або 19,3 % від початкової маси алюмінію і окислини.

Наповнювач має являти собою залізний порошок з розмірами часток, порівнянними з частинками оксиду заліза і алюмінію, що дозволяє їм розплавлятися безпосередньо під час реакції.

Для збільшення виходу придатної термітної сталі в шихту необхідно внести максимально можливу кількість металевого наповнювача з урахуванням температури рідкого термітного сплаву на поверхні основи і часом його взаємодії з нею. Підігрів шихтових матеріалів підвищує кількість теплоти без присутності в термітній суміші підігрівальної добавки (натрієвої або калієвої селітри), і дозволяє підвищити вміст металевого наповнювача в шихті [3].

Слід зазначити, що горіння екзотермічної суміші відбувається у декілька етапів. Початкова стадія починається з моменту її займання, це дуже бурхлива стадія горіння, яка супроводжується піроефектом у вигляді інтенсивного розбризкування. У середній стадії процес стає більш стабільним, кількість бризок зменшується, утворюваний розплав осаджується на основу, розплавляючи її поверхню. Кінцева стадія є найбільш стабільною і характеризується виходом газів та шлакових включень на поверхню термітного розплаву, а також формуванням більш глибокої перехідної зони сплавлення.

Результати досліджень та їх обговорення

Оскільки з'єднання між матеріалами утворюється в рідкій фазі, необхідно, щоб температура поверхні основи була вище температури її плавлення і забезпечувалося інтенсивне протікання дифузійних процесів двох розплавів на глибині від поверхні основи, це значно перевищує товщину окисного шару [4]. У цьому разі час контакту розплаву і основи має складати від 0,1 с до десятків секунд. У роботі проведено розрахунки зміни температурного поля пластинки і температури середовища із зміною часу.

Розглянемо основу на прикладі пластинки, на частині якої треба отримати наплавлення. Для цього ми на пластинці закріплюємо трубу, яку ми футеруємо. В отриману форму засипаємо першим більшим шаром суміш із терміту і шихти (металічної основи), а другим меншим шаром засипаємо тільки термічну суміш. Схема форми представлена рис. 1.

В результаті підпалу термічної суміші відбувається процес горіння термічної суміші при високих температурах (2861 °C) [5], що призводить до плавлення металічної основи. Процес горіння і наплавлення відбувається дуже швидко, за декілька секунд, у результаті чого отримуємо наплавлення із заданим хімічним складом на пластинці. Для прискорення процесу і кращого наплавлення форму прогрівають.

Нам необхідно розрахувати температурне поле самої пластинки, як змінюється температура рідкого металу із часом, чи привариться наплавлювальний шар на поверхню пластинки. Для цього скористаємося теорією і формулами теплопровідності і теплопередачі для нестационарного процесу, бо в нас змінюється як температура середовища (рідкого металу), так і температура пластинки із часом. Оскільки для поставленої задачі ці розрахунки дуже складні, то для їх спрощення представимо, що весь рідкий метал одразу ж надійшов до пластинки і мав температуру 2861 °C по всій її площині, а розрахунок будемо вести для ідеальної моделі, тобто тільки для пластинки, будемо вважати, що тепловіддачею форми (труби і футерування) можна знехтувати. Представимо, що модель процесу буде така: через необмежену пластинку товщиною 5 мм, буде відбуватися тепловіддача тепла по всій її площі, одна частина якої буде знаходитися в середовищі рідкого металу, а інша в середовищі повітря. Необхідно розрахувати температурне поле пластинки і температуру середовища, яке змінюється з часом. Для цього скористаємося методом числового інтегрування для розрахунку температурного поля пластинки і формулами теплопередачі для плоскої стінки. Оскільки процес горіння і наплавлення відбувається дуже швидко, то розрахунок будемо вести, представивши, що за 1 с температура середовища (рідкого металу) не змінюється. І для кожної секунди будемо розраховувати як температурне поле самої пластинки, так і температуру середовища (рідкого металу).

Результати розрахунку зміни температури поверхні основи і наплавлювального сплаву з вмістом металевого наповнювача 20 % без прогрівання шихти (рис. 1) показали, що впродовж усього періоду контакту розплаву з пластиною остання не розплавляється, отже, наплавлення не відбувається, крім того, отриманий термітний розплав кристалізується вже на першій секунді.

Нагрів матеріалів до 473 K забезпечує розплавлення поверхні основи (рис. 2). Температура основи значно перевищує температуру її плавлення, що сприяє збільшенню тривалості взаємодії двох розплавів, а отже, й покращенню якості з'єднання. Але, унаслідок дуже бурхливого процесу горіння термітної суміші, наплавлений шар утворюється не по всій площині основи, а локально. Крім того, у наплавленому шарі у великій кількості присутні газові та шлакові включення, які зумовлені відсутністю достатньої кількості рідкого металу.

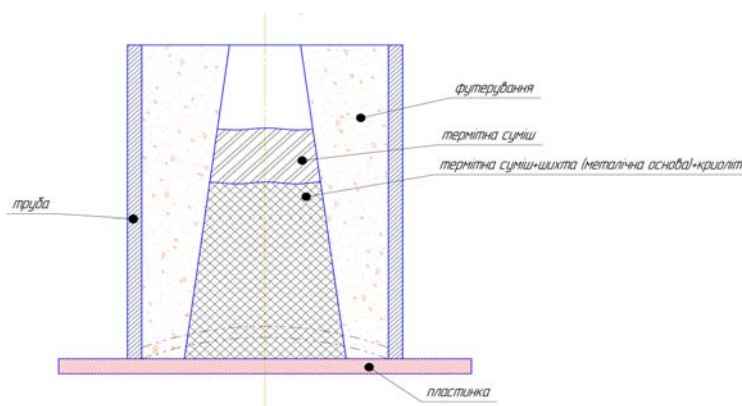


Рис. 1. Схема форми для отримання на пластинці наплавлення методом CBC

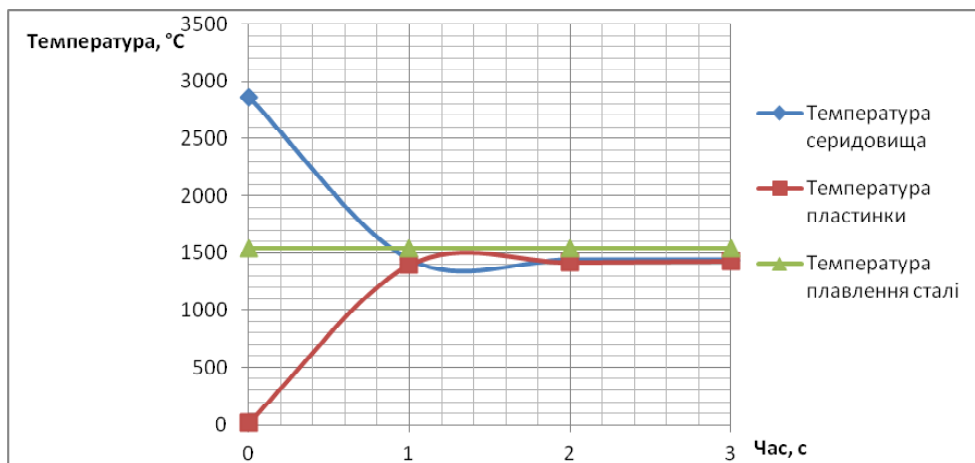


Рис. 2. Зміна температури поверхні пластинки і сплаву без прогрівання шихти

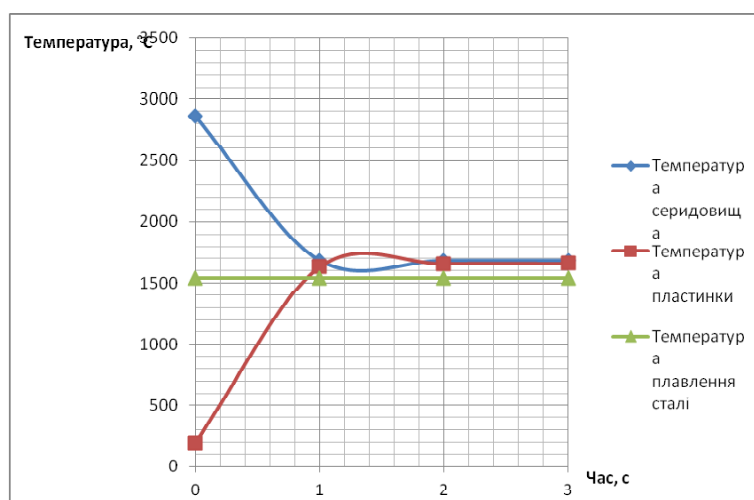


Рис. 3. Зміна температур пластинки і середовища з прогріванням до 473K

Отже, обґрунтована необхідність збільшення металевого наповнювача у термітній суміші та прогрівання матеріалів.

У табл. 1 наведені результати термодинамічних розрахунків впливу температури прогрівання основи та шихти на вміст додаткового заліза у ній.

Нагрівання до більш високих температур недоцільне у зв'язку із швидким зношенням технологічного оснащення та можливістю самозаймання термітної суміші.

Таблиця 1 – Показники прогрівання основи та шихти

Нагрів форми T, K	Надлишок тепла, кДж/кг	Кількість додаткового заліза від маси терміту, %
298	448	19,3
473	559,08	24,4
673	686	29,6
873	813	35,1

Як видно з даних таблиці, нагрів матеріалів забезпечує можливість введення у шихту додаткового заліза, яке б забезпечило температуру середовища близькою до температури кипіння заліза.

Вплив температури нагріву матеріалів та кількості залізного порошку у термітній шихті на кількісні та якісні показники наплавленого шару показаний на рис. 4–7.

Збільшення $T_{\text{під}}$ час горіння екзотермічної суміші знижується з 6,5–6,8 до 5,7–6,2 с. при $T_{\text{під}} = 473$ K і 873 K відповідно.

В усіх температурних діапазонах підігріву шихти зі збільшення кількості металевого наповнювача в екзотермічній суміші вихід термітної сталі збільшується на 4,2–6,9 %.

Дослідження якісних показників наплавленого термітного сплаву при різних температурах підігріву та вмісті металевого наповнювача у шихті від 20 до 40 % показало, що зі збільшенням цих параметрів густина сплаву (за ГОСТ 20018-74) збільшується з 5,3–5,5 г/см³ при $T_{\text{під}} = 473$ K до 5,6–7,05 г/см³ при $T_{\text{під}} = 873$ K. При цьому пористість сплаву зменшується з 24,5 до 7,2 %.

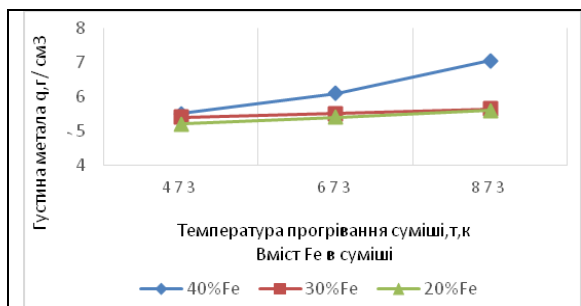


Рис. 4. Відношення густини металу від Т і від вмісту Fe в суміші

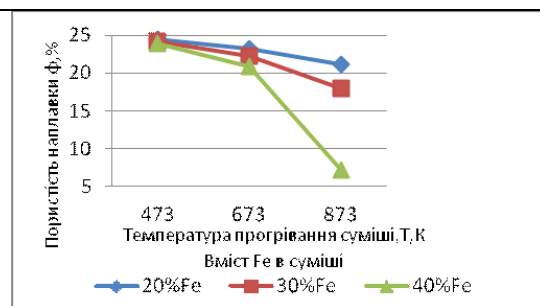


Рис. 5. Відношення пористості від Т прогрівання і кількості Fe в суміші

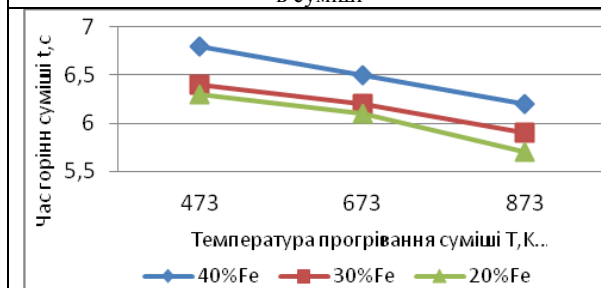


Рис. 6. Відношення часу горіння від Т прогрівання і вмісту Fe в суміші

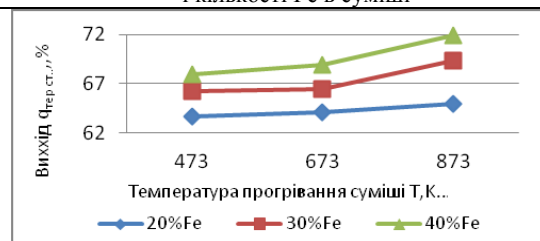


Рис. 7. Залежність виходу термітної сталі $\phi_{\text{тер ст.}}$ від температури прогрівання і вмісту Fe в термітній суміші

При вмісті у шихті понад 40 % наповнювача, незалежно від температури підігріву, спостерігається зниження температури розплаву, що приводить до його значної пористості, а також наявності у зоні з'єднання непроплавлених окислених ділянок (рис. 8б).

Висновки

Отже, оптимальним вмістом наповнювача у прогрітій до 873 К термітній суміші для наплавлення є

40 %. При цьому вихід термітної сталі збільшується на 6,94 % (до 71,9 % абс.) та покращуються її якісні показники: густина збільшується на 33 %; пористість зменшується на 17,3 %. Зниження температури підігріву різко зменшує якість сплавлення наплавленого металу з металевою основою. Крім того, погіршуються умови утворення чистої термітної сталі: термітний метал не розділяється зі шлаком і виділяється в окремі кулясті утворення.



а – зразки наплавки при 40 % металевого наповнювача в термітній шихті



б – зразки наплавки понад 40 % металевого наповнювача в термітній шихті



Рис. 8. Розрізи зразків біметалевого виробу при прогріванні основи та шихти до 873К

Список літератури

1. Яценко В. В. Горение гранулированной железоалюминиевой термитной смеси при получении железа и его композита с карбидом титана : автореф. дисс. на соискание научн. степени канд. техн. наук : спец. 01.04.17 / В. В. Яценко. – Самара, 2011. – 187 с.
2. Малкин Б. В. Термитная сварка / Малкин Б. В., Воробьев А. А. – М. : Издательство коммунального хозяйства РСФСР, 1963. – 105 с.
3. Неронов В. А. Бориды алюминия / Неронов В. А., Прихна Т. А. – К. : Наукова думка, 1990. – 190 с.
4. Науменко В. С. Термитная сварка рельсов / Науменко В. С. – М. : Стройиздат, 1969. – 184 с.
5. Нойман А. Сварка, пайка, склейка и резка металлов и пластмасс : Справочник / Нойман А., Рихтер Е. – М. : Металлургия, 1980. – С. 24–27.

Одержано 18.11.2017

Скидин И.Э., Саитгареев Л.Н., Ткач В.В., Калинин Ф.Т., Жбанова Е.Н. Исследование влияния металлического наполнителя термитной шихты на качественные показатели сплава, наплавленного методом СВС

Рассмотрены технологические параметры процесса наплавки на металлическую основу слоя стали или чугуна, полученного в результате СВС. Проведено комплексное исследование влияния состава экзотермической шихты и начальной температуры поверхности основы, на которую осуществляется наплавки, на качество термитной сплава и соединения слоев.

Ключевые слова: литье, термитная сталь, синтез, алюмотермия, наплавки.

Skidin I., Saithareyev L., Tkach V., Kalinin F., Zhbanova O. Study of the influence of metallic thermal mixture burners on quality indicators of alloy concrete with the SWISS method

The technological parameters of the surfacing process on the metallic base of a steel or cast iron produced by the HVS are considered. The complex does not study the influence of the composition of the exothermic charge and the initial temperature of the surface of the base on which the surfacing is carried out, on the quality of the termite alloy and the connection of the layers.

Key words: casting, termite steel, synthesis, aluminometry, surfacing.

УДК 669.15'.74.-194-15.669.17

Д-р техн. наук Л. С. Малинов, канд. техн. наук Д. В. Бутова,
канд. техн. наук И. Е. Малышева

ГБУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛИ 10Г2ФБ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ПО НОВОМУ НАЗНАЧЕНИЮ И ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ

Приведены данные, показывающие целесообразность использования закалки стали 10Г2ФБ в воде, в том числе из межкритического интервала температур (МКИТ), в качестве заключительной обработки. Это позволяет в небольших сечениях (до 25 мм) получить механические свойства, соответствующие их уровню у среднеуглеродистых сталей после улучшения. При этом сокращаются энергозатраты на термообработку. Установлено, что изотермическая закалка стали 10Г2ФБ может быть альтернативным способом улучшения, которое иногда проводится для этой стали с целью получения хорошего сочетания механических свойств. Приведены данные, показывающие целесообразность использования стали 10Г2ФБ в качестве цементуемой, у которой после науглероживания, закалки и низкого отпуска существенно повышается абразивная износостойкость.

Ключевые слова: закалка, изотермическая закалка, межкритический интервал температур, мартенсит, бейнит, феррит, механические свойства, износостойкость.

Введение

В последние годы в связи с неритмичным приобретением применяемых для ремонта оборудования листовых среднеуглеродистых улучшаемых сталей начали использовать строительные низколегированные стали. Однако в состоянии поставки они не обеспечивают требуемую долговечность деталей машин из-за сравнительно невысоких прочностных свойств. Обычно у потребителя их не подвергают термообработке. В данной работе исследована возможность получения у строительной стали 10Г2ФБ уровня механических свойств, соответствующего среднеуглеродистым сталям после улучшения, при снижении энергозатрат на термообработку.

Обычно закалка доэвтектоидных сталей проводится с температур, несколько превышающих A_{c3} . В работах [1–3] изучено влияние режимов закалки стали 10Г2ФБ, в том числе изотермической, с температур 960–1000 °С на ее структуру и механические свойства. Обнаружены различные морфологические типы мартенсита и бейнита. При этом отмечено, что закалка в воде, существенно повышая прочностные свойства, не позволяет получить требуемый для строительной стали уровень пластичности. В связи с этим такая закалка в качестве заключительной термообработки применена быть не может. Следует подчеркнуть, что нагрев в аустенитную область температур требует значительных энергозатрат. Представляло интерес изучить возможность получения у стали 10Г2ФБ после закалки, в том числе из МКИТ, такого же уровня

механических свойств, как у среднеуглеродистых сталей после улучшения. Закалка из МКИТ используется в основном для низкоуглеродистых низколегированных сталей [4], применяемых для глубокой вытяжки или холодной высадки. Закалка из МКИТ доэвтектоидных сталей является энергосберегающей термообработкой, поскольку температура нагрева в МКИТ ниже, чем обычно принятая, превышающая A_{c3} . Кроме того, при закалке низкоуглеродистых низколегированных сталей используется вода, а не дорогое и неэкологическое масло, как правило, применяющееся при аналогичной термообработке многих среднеуглеродистых сталей. Между тем, публикации по данному вопросу применительно к низколегированным строительным сталям немногочисленны [5, 6], а для стали 10Г2ФБ вообще отсутствуют.

В работе также изучалось влияние изотермической закалки из МКИТ и аустенитной области на механические свойства стали 10Г2ФБ для выяснения возможности замены улучшения, применяемого для нее в ряде случаев.

Строительные стали, к которым относится сталь 10Г2ФБ, обычно не цементируются и не используются для деталей, подвергающихся абразивному воздействию. В работе изучалась возможность цементации этой стали и ее абразивная износостойкость после науглероживания, закалки и низкого отпуска для выяснения возможности ее применения по новому назначению.

Материалы и методика исследований

Объектом исследований служила строительная сталь, широко применяемая в промышленности. Она имеет следующий химический состав: 0,1 % C; 0,4 % Si; 1,6 % Mn; 0,09 % V; 0,04 % Nb; 0,02 % Ti; 0,02 % Al; 0,01 % N; 0,2 % Cr; 0,2 % Ni; 0,15 % Cu; 0,015 % P; 0,005 % S. Ее критические точки таковы: $A_{c1} = 720$, $A_{c3} = 865$ °C. Сталь 10Г2ФБ поставляется потребителю после контролируемой прокатки. В соответствии с ТУ 14-3-1573-96 она должна иметь следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 440$ МПа, $\sigma_B = 590$ МПа, $\delta = 20$ %.

Нагрев стали под закалку проводился в МКИТ на следующие температуры: 760, 800, 840 °C (выдержка 60 мин) и в аустенитную область: на 920 °C, (выдержка 2 мин/мм). Охлаждение осуществлялось в воде. При изотермической закалке стали ее охлаждение до температуры изотермы проводилось не в расплаве неэкологичных солей и щелочей, как это обычно принято, а в воде, с выдержкой при заданной температуре в печи [7, 8]. Время пребывания образцов в воде при охлаждении до заданной температуры предварительно определялось на образцах свидетелях с зачеканенной в них термопарой. Такая термообработка названа изотермической закалкой по схеме «вода-печь».

В работе применялись дюрметрический, металлографический, методы исследования. Определялись механические свойства при растяжении (ГОСТ 1497-84) и ударная вязкость (ГОСТ 9454-78).

Анализ полученных результатов

С повышением температуры нагрева в МКИТ и особенно после перехода в аустенитную область, прочностные характеристики после закалки возрастают, а пластичность и ударная вязкость снижаются (табл. 1). Это объясняется увеличением количества аустенита в структуре 3.3 стали при нагреве до все более высоких температур и, соответственно, мартенсита после закалки, несмотря на уменьшающуюся в нем концентрацию углерода. Нагрев с небольшим превышением A_{c1} (760 °C) приводит к получению у стали после закалки сравнительно невысоких значений прочностных свойств и повышенной пластичности (табл. 1) из-за большого количества феррита в структуре. Более низкий уровень ударной вязкости, после закалки с этой температуры, чем с других температур в МКИТ, обусловлен тем, что аустенит перед закалкой, количество кото-

рого невелико и, соответственно, мартенсит после нее, имеет повышенное содержание углерода и образуется по границам зерен феррита. Это согласуется с результатами работ [9, 10].

Хорошее сочетание механических свойств исследованной стали получено после закалки из МКИТ с температуры 840 °C. При этом прочностные свойства несколько ниже, чем после закалки из аустенитной области (920 °C), но пластичность и ударная вязкость выше. Указанные различия обусловлены присутствием в структуре закаленной из МКИТ стали наряду с мартенситом, имеющим различное содержание углерода, небольшого количества феррита (~ 10 %). В низкоуглеродистом реечном мартенсите, преобладающем в структуре закаленной стали 10Г2ФБ [1, 2], дислокации не заблокированы атомами углерода и обладают высокой подвижностью. Такая структура обеспечивает повышенные прочностные свойства и достаточный уровень пластичности и ударной вязкости. В работе [2] установлено, что после закалки из аустенитной области в структуре стали 10Г2ФБ наряду с реечным мартенситом может образоваться мартенсит с микродвойниками (J 5 %), содержащий ~ 0,5 % углерода. Тем более вероятно его присутствие после закалки из МКИТ. Не исключено образование остаточного аустенита по границам микродвойникового мартенсита, который может повысить пластичность. Определенную роль в свойствах исследованной стали играет феррит. При его равномерном расположении в структуре в виде небольших участков он повышает пластичность и несколько снижает прочность по сравнению с их уровнем после закалки из аустенитной области.

В табл. 2 приведены механические свойства стали 10Г2ФБ после закалки из МКИТ с 800 и 840 °C и различных выдержек. Указанные температуры были выбраны, поскольку обеспечивали наиболее высокий уровень прочностных свойств. Увеличение времени пребывания стали 10Г2ФБ при температурах 800 и 840 °C несколько снижает прочностные свойства. При этом пластичность и ударная вязкость возрастают после выдержки 60 мин. Чем больше выдержка при одной и той же температуре в МКИТ, тем полнее протекают диффузионные процессы в аустените, приближающие его химический состав к равновесному состоянию [11]. Соответственно, снижается микрон неоднородность распределения углерода в мартенсите после закалки. Важно подчеркнуть, что после всех выдержек в МКИТ при

Таблица 1 – Влияние температуры нагрева под закалку в МКИТ (выдержка 60 мин) и в аустенитную область (920 °C, выдержка 10 мин) на свойства стали 10Г2ФБ

Температура t , °C	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
760	685	785	23	67	0,61
800	937	1059	12	55	1,2
840	1026	1140	11	53	1,0
920	1214	1287	9	47	0,6

800 и 840 °С, в том числе самой небольшой из выбранных 10 мин (1–2 мин/мм), обычно применяемой на практике, обеспечиваются механические свойства, соответствующие требованиям, предъявляемым к среднеуглеродистым сталям, закаленным из аустенитной области и опущенным на 550–650 °С ($\sigma_{0,2} = 750\text{--}950$ МПа, $\sigma_B = 900\text{--}1100$ МПа, $\delta = 10\text{--}12\%$, $\psi = 45\text{--}55\%$, $KCU = 0,5\text{--}1,0$ МДж/м² [12]). Это следует отметить в связи с тем, что в справочной и учебной литературе вообще не рассматривается возможность существенного повышения прочностных свойств исследуемой стали проведением закалки из МКИТ для получения в них мартенситно-ферритной структуры.

Между тем, такая закалка позволяет использовать низколегированную строительную сталь по новому назначению, а именно вместо улучшаемых сталей для деталей небольшого сечения (до 25 мм). Эти результаты согласуются с данными работ [5, 6], полученными для других строительных сталей.

Преимущества закалки из МКИТ по сравнению с такой же обработкой после высокотемпературной аустенитизации (980–1000 °С), используемой в работах [1–3], с точки зрения энергосбережения не вызывают сомнений. Варьируя температурно-временной режим нагрева в МКИТ, можно управлять количественным соотношением структурных составляющих, их химическим составом, характером распределения в структуре после закалки. Это позволяет в зависимости от требований в нужном направлении изменять механические свойства исследованной стали. Закалка стали 10Г2ФБ из МКИТ в воде по сравнению с улучшением среднеуглеродистых сталей является энергосберегающей обработкой, т. к. снижаются энергозатраты на нагрев.

Обычно изотермическая закалка проводится для получения структуры нижнего бейнита, обеспечивающего в конструкционных среднеуглеродистых, инструментальных сталях с повышенным содержанием углерода и в высокопрочных чугунах хорошее сочетание повышенного уровня прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости. Для строительных сталей такая обработка на практике не применяется.

В работах [2, 3] построена диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита у стали 10Г2ФБ, установлен интервал бейнитного превраще-

ния (450–600 °С), приведены результаты исследований влияния изотермической закалки из аустенитной области на структуру и механические свойства этой стали. Показано, что после аустенитизации исследуемой стали при повышенных температурах (980–1000 °С), переохлаждения образцов до 500–550 °С и выдержки при этих температурах 20–60 мин, получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 650\text{--}670$ МПа, $\sigma_B = 708\text{--}713$ МПа, $\delta = 19\text{--}21\%$, $\psi = 65\text{--}70\%$. Они превышают уровень, соответствующий классу прочности Х70 ($\sigma_{0,2} = 500\text{--}600$ МПа, $\sigma_B = 600\text{--}700$ МПа, $\delta = 19\text{--}20\%$, $\psi \geq 70\%$) [2, 3].

Данные о влиянии изотермической закалки из МКИТ при охлаждении в воде и изотермической выдержки в интервале 450–550 °С в печи (схема «вода-печь») на механические свойства стали 10Г2ФБ приведены в табл. 3

Из этих данных следует, что, чем выше температура нагрева в МКИТ в выбранном интервале, тем выше прочностные свойства и ниже пластичность. Это обусловлено увеличением количества аустенита при нагреве и, соответственно, бейнита после термообработки. При одном и том же режиме нагрева в МКИТ снижение температуры изотермической выдержки повышает прочностные и снижает пластические свойства, что объясняется увеличением содержания углерода в бейните. Рациональные режимы изотермической закалки с нагревом на 760 °С и выдержкой при 450 °С и на 780 °С и выдержкой при 500–550 °С позволяют достичь у стали 10Г2ФБ уровня механических свойств, соответствующего классу прочности Х70. Он может быть получен улучшением с предварительной закалкой из аустенитной области при больших энергетических затратах. Полученные данные подтверждают приведенные в работе [6] результаты для строительных сталей 09Г2С и ЕНЗ6 о возможности получения изотермической закалкой из МКИТ по схеме «вода-печь» хорошего сочетания механических свойств. Следует отметить, что закалка из аустенитной области с изотермической выдержкой 60 мин при 500 °С позволяет получить наиболее высокие прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 704$ МПа, $\sigma_B = 780$ МПа), но сравнительно более низкие значения пластичности ($\delta = 12\%$, $\psi = 56\%$).

Таблица 2 – Влияние выдержки при температурах нагрева в МКИТ 800 и 840 °С на механические свойства стали 10Г2ФБ после закалки

Сталь	Температура нагрева t , °С	Выдержка, τ , мин	Механические свойства				
			$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
10Г2ФБ	800	10	980	1099	11	53	1,0
		30	960	1059	11	53	1,0
		60	937	1040	12	55	1,2
		90	916	1025	14	64	1,4
	840	10	1076	1185	10	51	0,8
		30	1031	1154	10	52	0,8
		60	1026	1140	11	53	1,0
		90	980	1090	12	54	1,0

Таблица 3 – Механические свойства стали 10Г2ФБ после изотермической закалки с различных температур из МКИТ (10 мин) и изотермической выдержки 60 мин

Температура выдержки, t_v , °С	Температура изотермы $t_{из}$, °С	Механические свойства			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
760	450	560	671	20	71
	500	488	652	21	72
	550	459	616	22	73
780	450	590	693	18	70
	500	553	667	19	70
	550	512	622	20	70
800	450	674	743	16	66
	500	664	728	17	68
	550	589	644	18	68

Обычно строительные стали не цементируют. В работе цементацию стали 10Г2ФБ проводили в твердом карбюризаторе при 930 °С 8 ч. Концентрация углерода в поверхностном слое составляла 1,25 %, а глубина слоя ~ 1,20 мм. Закалка цементированных образцов проводилась с температур 900, 950, 1000 1100 °С, после чего осуществлялся отпуск при 200 °С 1 ч. Абразивная износостойкость определялась по схеме Бринелля-Хауорта [13]. Абразивом служил речной песок с размером частиц 0,8 мм. При определении относительной абразивной износостойкости эталоном служили образцы после закалки и низкого отпуска без цементации. Результаты исследований показывают, что с повышением температуры нагрева под закалку с 900 до 1100 °С и низкого отпуска твердость снижается с 59 до HRC 48. Согласно данным рентгеновского анализа, это обусловлено увеличением в структуре количества остаточного аустенита (с 10 до 25 %) в результате растворения в аустените карбидов при нагреве до все более высокой температуры аустенитизации. Важно подчеркнуть, что относительная абразивная износостойкость после закалки с 1100 °С возрастает ~ в 3 раза. Это обусловлено превращением метастабильного остаточного аустенита при абразивном изнашивании в мартенсит деформации и присутствием в структуре не растворившихся карбидов (V, Nb)C высокой твердости. Приведенные результаты показывают, что сталь 10Г2ФБ может быть использована в качестве цементуемой, обеспечивающей после закалки с повышенной температуры аустенитизации и низкого отпуска высокую абразивную износостойкость. Полученные данные согласуются с результатами других исследований по повышению абразивной износостойкости различных сталей за счет получения в их структуре метастабильного остаточного аустенита [14].

Выводы

1. Закалка в воде из аустенитной области и МКИТ позволяет получить у стали 10Г2ФБ в небольших сечениях механические свойства, соответствующие среднеуглеродистым улучшаемым сталям. Это дает возмож-

ность использовать исследованную строительную сталь вместо них.

2. Изотермическая закалка из МКИТ по схеме «вода-печь» при рациональных режимах ее проведения обеспечивает у стали 10Г2ФБ уровень механических свойств, соответствующий классу прочности Х 70, получаемый в ней после улучшения, проводимого для нее в ряде случаев, что позволяет снизить энергозатраты на термообработку.

3. Цементация и последующая термообработка дают возможность существенно повысить абразивную износостойкость исследованной стали, особенно при получении в структуре наряду с отпущенным мартенситом и карбидами метастабильного остаточного аустенита, превращающегося в мартенсит деформации при абразивном воздействии.

4. После закалки или дополнительного низкого отпуска (в случае предварительной цементации), являющихся заключительной термообработкой, сталь 10Г2ФБ, может быть применена по новому назначению и обеспечить энергосбережение.

Список литературы

1. Морфология и тонкая структура продуктов распада аустенита при ускоренном охлаждении стали 10Г2ФБ / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Д. В. Лаухин, В. И. Куценко // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов. – Днепропетровск, ПГАС и А. – 2003. – Вып. 22. – Ч. 1. – С 78–87.
2. Большаков В. И. Использование высокопрочных сталей бейнитного класса в строительных металлоконструкциях / В. И. Большаков // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов. – Днепропетровск : ПГАС и А. – 2002. – Вып. 15. – Ч. 1. – С. 27–37.
3. Бекетов О. В. Особливості процесів структуроутворення і розробка параметрів зміцнення сталі 10Г2ФБ / О. В. Бекетов. – автореф. дис. ... канд. техн. наук (05.02.01). – Днепропетровск. – 2004. – 20 с.
4. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. М. : Металлургия, 1986. – 207 с.
5. Малинов Л. С. Повышение свойств строительных сталей нетрадиционной для них термообработкой /

- Л. С. Малинов, А. С. Рубец // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2004. – № 2. – С. 79–81.
6. Малинов Л. С. Нетиповая термообработка сталей 09Г2С и ЕН36, в том числе с выдержкой в межкритическом интервале температур (МКИТ) / Л. С. Малинов, Д. В. Бузова // *Вісник Приазовського держ. техн. ун-ту: зб. наук. праць*. – Маріуполь : ДВНЗ «ПДТУ», 2013. – №2. – (27). – С. 73–82.
7. Пат. 87940 на винахід. Україна МПК C21D 1/78 (2006.01) Спосіб термообробки сталі / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – № а 200807554 ; заявл. 02.08.2009 ; опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.
8. Пат. 87468 на корисну модель. Україна МПК C21D 1/78 (2006.01) Спосіб термообробки низьковуглецевих низьколегованих сталей / Л. С. Малинов, Д. В. Бузова. № u 201309757 ; заявл. 05.08.2013 ; опубл. 10.02.2014, Бюл. № 3.
9. Дьяченко С. С. Особенности структур неполной перекристаллизации их влияние на свойства сталей / С. С. Дьяченко, О. П. Фоменко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1970. – № 1. – С. 9–11.
10. Маковецкий А. Н. Влияние термической обработки на хладостойкость стали для нефтяных трубопроводов / А. Н. Маковецкий, Д. А. Мирзаев // *Физика металлов и металловедение*. – 2010. – Т. 110. № 4. – С. 417–423.
11. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах / С. С. Дьяченко. М. : *Металлургия*, 1982. – 127 с.
12. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : *МИСИС*, 1999. – 408 с.
13. Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов / М. М. Тененбаум. – М. : *Машиностроение*, 1966. – 331 с.
14. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Маріуполь : Рената, 2009. – 567 с.

Одержано 08.12.2017

Малинов Л.С., Бузова Д.В., Малишева І.Е. Способи підвищення властивостей СТАЛІ 10Г2ФБ, що забезпечують її вживання за новим призначенням і енергозбереженням

Наведено дані, що показують доцільність використання гарту сталі 10Г2ФБ у воді, у тому числі з міжкритичного інтервалу температур (МКИТ) як завершальної обробки. Це дозволяє в невеликих перетинах (до 25 мм) набутти механічних властивостей, що відповідають їх рівню в середньовуглецевих сталях після поліпшення. При цьому скорочуються енерговитрати на термообробку. Встановлено, що ізотермічний гарт сталі 10Г2ФБ може бути альтернативним способом поліпшення, яке інколи проводиться для цієї сталі з метою здобуття гарного поєднання механічних властивостей. Наведені дані, що показують доцільність використання сталі 10Г2ФБ як цементованої, в якій після навууглецювання, гарту і низького відпуску істотно підвищується абразивна зносостійкість

Ключові слова: загартування, ізотермічне загартування, міжкритичний інтервал температур, мартенсит, бейніт, ферит, механічні властивості, зносостійкість

Malinov L., Burova D., Malysheva I. A method for improving the properties of steel 10G2FB, providing its application for a new purpose and energy saving

Data showing the practicability of using quenching of 10G2FB steel in water, including from inter-critical temperature interval (ICTI), as a final treatment are presented. This makes it possible to obtain mechanical properties in small sections (up to 25 mm) corresponding to their level for mildly-carbon steels after improvement. At the same time, energy spending for heat treatment are reduced. It is established that isothermal quenching of 10G2FB steel can be an alternative improvement method, which is sometimes carried out for this steel in order to obtain a good combination of mechanical properties. Data are presented showing the practicability of using 10G2FB steel as cemented, which after carburization, quenching and low tempering significantly increases abrasive wear resistance.

Key words: quenching, isothermal quenching, inter-critical temperature interval, martensite, bainite, ferrite, mechanical properties, wear resistance.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИЛИ ПОДКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛАХ ТЕМПЕРАТУР ПЕРЕД ОКОНЧАТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ НА СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Обобщены результаты исследований автора с сотрудниками, а также других работ, показывающих, что применение предварительной термообработки, включающей нагрев и выдержку в межкритическом или подкритическом интервалах температур повышает механические свойства закаленных низко- или высокоотпущенных конструкционных сталей.

Ключевые слова: закалка, отпуск, межкритический, подкритический интервал температур, механические свойства.

Введение

Важной научной и практической задачей является повышение уровня механических свойств конструкционных сталей. Для решения этой задачи необходима разработка соответствующих способов термообработки. Автором с сотрудниками, а также рядом других исследователей установлено, что одним из вариантов таких способов могут быть предварительный перед закалкой из аустенитной области нагрев и выдержка в межкритическом или подкритическом интервалах температур (МКИТ, ПКИТ). Опубликованные работы немногочисленны и относятся к отдельным сталям. Их результаты отсутствуют в справочной и учебной литературе. Поскольку закалка с последующим низким или высоким отпуском конструкционных сталей широко применяются в промышленности, в статье ставилась цель обобщить имеющиеся в литературе данные по рассматриваемому вопросу. Не исключено, что они могут быть использованы для повышения свойств многих конструкционных сталей, подвергающихся низкому или высокому отпуску.

Материалы и методика исследований

Объектом исследования являлись стали следующих марок: 10X14Г2, 20Г7С2Т, 20Х1330ХМА, 25ХГ2СФР, 13ГС, химический состав которых приведен в табл. 1.

Нагрев сталей при закалке и отпуске проводился в камерных печах. Охлаждение легированных сталей при закалке осуществлялось в масле. Длительность отпуска составляла 1–2 ч. В работе применялись дюрOMETрический, металлографический, фратографический и рентгеновский методы исследования. Определялись механические свойства при кручении (ГОСТ 3565-90), растяжении (ГОСТ 1497-84) и ударная вязкость (ГОСТ 9454-78).

Анализ полученных результатов

В работах [1, 2] приведены данные по применению способа термообработки с предварительным перед закалкой и низким отпуском нагревом в МКИТ для сталей 10X14Г2 мартенситного класса. Сталь имеет $A_{n\alpha-\gamma}$ и $A_{c\alpha-\gamma}$ 625 и 850 °С, соответственно [3]. Образцы этой стали нагревали в МКИТ на 650 и 720 °С, выдерживали

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, масс. %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ti	V	Al	Другие
10X14Г2	0,10	0,2	2,46	13,6	-	-	0,03	S, P ≤ 0,03
20Г7С2Т	0,18	1,88	6,54	0,72	0,12	-	0,02	S, P ≤ 0,03
20Х13	0,22	0,66	0,71	12,4	-	-	0,04	S, P ≤ 0,03
30ХМА	0,28	0,22	0,63	0,94	-	-	0,02	S, P ≤ 0,035 Mo = 0,20
25ХГ2СФР	0,24	0,58	1,64	0,47	0,02	0,07	0,04	S, P ≤ 0,03 B = 0,002
13ГС	0,12	0,54	1,3	0,22	0,02	-	0,03	S, P ≤ 0,025

при этих температурах в течение 60 мин, после чего переносили в печь, нагретую до 1100 °С, выдерживали 5 мин и охлаждали в масле. После закалки проводили отпуск при 200 °С, 1 ч. Закалка и низкий отпуск обеспечивают получение в структуре 100 % мартенсита (табл. 2, 1). Термообработка с предварительным нагревом и выдержкой в МКИТ при 650 °С вызывает образование 9 % остаточного аустенита (табл. 2, 2). Это обусловлено некоторым обогащением аустенита марганцем, углеродом, азотом в результате их перераспределения между α - и γ -фазами в процессе выдержки в МКИТ [4, 5] и частичным растворением карбидов при последующем нагреве под закалку. При повышении температуры предварительного нагрева в МКИТ от 650 до 720 °С количество остаточного аустенита не изменяется. Он при испытании механических свойств превращается в мартенсит деформации, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа. Термообработка стали 10X14Г2 с предварительным нагревом в МКИТ приводит к одновременному повышению прочностных и пластических свойств (табл. 2; 2, 3) Это обусловлено измельчением зерна в результате перекристаллизации, увеличением дисперсности мартенсита, а также образованием остаточного аустенита и протеканием деформационного мартенситного превращения [6].

В условиях последующего кратковременного нагрева до 1100 °С, обеспечивающего завершение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, но исключающего гомогенизацию аустенита, в нем сохраняются участки, обогащенные аустенитообразующими элементами. Одновременно из феррита образуется аустенит с пониженным содержанием этих элементов. При закалке обедненные участки аустенита претерпевают превращение в низкоуглеродистый мартенсит, а обогащенные – в мартенсит с повышенным содержанием углерода или сохраняются непревращенными. Следует отметить, что закалка ис-

следованной стали непосредственно из МКИТ без последующей кратковременной аустенитизации, приводит к получению сравнительно невысоких прочностных свойств и повышенной пластичности (табл. 2; 4, 5), что обусловлено существенным уменьшением плотности дислокации в мартенсите и образованием вторичного аустенита. Способ термообработки, предусматривающий нагрев в МКИТ, кратковременную аустенитизацию, закалку и низкий отпуск, был применен к марганцовистой стали 20Г7С2Т мартенситного класса [7]. У этой стали МКИТ составляет 592–872 °С. Сталь была нормализована с нагревом на 950 °С. Предварительный нагрев осуществляли при температуре 650 °С с выдержкой 2 ч. Затем образцы переносили в печь с температурой 1100 °С, где их выдерживали в течение 3–4 мин, после чего закачивали в масле и проводили отпуск при 200 °С в течение 1 ч. Часть образцов для сравнения нагревали в МКИТ на 650 °С, выдерживали 2 ч и охлаждали в масле. После нормализации, являющейся для стали 20Г7С2Т закалкой на мартенсит, в структуре остаточный аустенит не обнаруживается. Нагрев в МКИТ до 650 °С и выдержка при этой температуре в течение 2 ч вызывает образование – 47 % вторичного аустенита. Он метастабилен и в процессе деформации при испытаниях превращается в мартенсит. В результате увеличивается предел прочности $\tau_{пч}$ и относительный сдвиг g при кручении, однако уменьшается предел текучести $\tau_{0,3}$, что объясняется разупрочнением мартенсита и уменьшением его количества при нагреве до 650 °С за счет образования вторичного аустенита [7]. Фазовый состав и механические свойства стали 20Г7С2Т после различных обработок приведены в табл. 3.

По сравнению с термообработкой, предусматривающей нагрев в МКИТ, предложенный способ (табл. 3, 3) обеспечивает существенное повышение механических свойств. Присутствие в структуре после такой обработ-

Таблица 2 – Влияние режимов термической обработки стали 10X14Г2 на ее фазовый состав, механические свойства при кручении и ударную вязкость [2]

Режим термообработки	Количество фаз, %		Механические свойства при кручении			Ударная вязкость, Дж/см ²
	α -	γ -	$\tau_{0,3}$, Н/мм ²	$\tau_{пч}$, Н/мм ²	g , %	
1. Нагрев на 1100 °С, выдержка 20 мин, охлаждение в масле отпуск 200 °С, 1 ч	100	0	790	1160	18	90
2. Нагрев в МКИТ на 650 °С, выдержка 1ч, нагрев на 1100 °С, выдержка 5 мин, охлаждение в масле, отпуск 200 °С, 1 ч	91	9	835	1220	36	100
3. Нагрев в МКИТ на 720 °С, выдержка 1ч, нагрев на 1100 °С, выдержка 5 мин, охлаждение в масле, отпуск 200 °С, 1 ч	91	9	970	1200	49	100
4. Нагрев на 650 °С, выдержка 1 ч, охлаждение в масле	93	7	250	500	118	200
5. То же, что 4, но нагрев на 720 °С	93	7	670	850	32	40

ки примерно 20 % остаточного аустенита и его постепенное превращение в мартенсит деформации при испытаниях свойств позволяет получить повышенный уровень предела прочности и относительного сдвига. Следует подчеркнуть, что термообработка по предложенному способу обеспечивает в марганцовистой стали так же, как и в хромомарганцовистой, более высокий уровень прочностных свойств и пластичности, чем аналогичная термообработка без предварительного нагрева МКИТ.

В работе [8] изучены особенности процессов структурообразования в низколегированных сталях перлитного класса 40ГС и 40Г2С при нагреве и выдержке их в МКИТ. Установлено, что после закалки от температур двухфазной области структура представляет собой мартенсит, феррит, аустенит (5–7 %) и карбиды. Мартенсит, образующийся в результате закалки из аустенита, обогащенного углеродом и марганцем после выдержки в МКИТ, имеет более высокую твердость (на 10–20 %), чем после обычной закалки. Сталь 40ГС, закаленная из МКИТ, затем была нагрета в аустенитную область (выше $A_{с3}$), охлаждена в воде и отпущена при 200 °С в течение 1 ч.

Структура стали после повторной закалки состояла из пакетного мартенсита, в котором, согласно данным микроспектрального анализа, сохраняется созданная предыдущей обработкой неоднородность в распределении углерода и легирующих элементов. В результате этого получен повышенный уровень механических свойств (табл. 4).

Авторами работы [9] установлено, что выдержка после закалки в подкритическом интервале темпера-

тур вблизи $A_{с1}$ вызывает интенсивное протекание полигонизации с образованием развитой субструктуры. Она обладает большой стабильностью и при проведении нагрева под окончательную закалку наследуется аустенитом, что повышает уровень механических свойств.

Результаты исследований [10] влияния предварительной закалки и нагрева в ПКИТ на микроструктуру и износостойкость сталей 40Х и 45, подвергнутых плазменно-дуговой обработке, показали, что формируется благоприятная гетерогенность мартенсита. В этом случае в закаленных сталях наблюдается как пакетный, так и двойниковый мартенсит, не полностью растворенные при скоростном нагреве мелкие карбиды. Они ограничивают или ориентируют рост кристаллов мартенсита. В результате указанной комбинированной обработки значительно повышается износостойкость исследованных сталей.

Получение хорошего комплекса механических свойств в стали 20Х13 ($\sigma_{0,2} = 1420$ МПа, $\sigma_{\epsilon} = 1640$ МПа, $\delta = 14$ %, $\psi = 47$ %, $KCU = 1,6$ МДж/м²) за счет термообработки, включающей предварительный нагрев в ПКИТ (650 °С, 1 ч), закалку ТВЧ и низкий отпуск, показано в работе [11]. В результате нагрева ТВЧ после выдержки в ПКИТ происходит лишь частичное растворение карбидов в аустените. В участках, обогащенных углеродом и легирующими элементами, после закалки сохраняется мелкозернистая структура, формируется гетерогенная смесь мартенсита неоднородного по химическому составу, не растворившихся карбидов и остаточного аустенита (18–20 %), равномерно распреде-

Таблица 3 – Влияние режимов термообработки на фазовый состав и механические свойства стали 20Г7С2Т при кручении [7]

Режим термообработки	Количество фаз, %		Механические свойства при кручении		
	α -	γ -	$\tau_{0,3}$, Н/мм ²	$\tau_{пч}$, Н/мм ²	g, %
1. Нормализация с нагревом на 950 °С	100	0	750	1200	39
2. Нормализация с нагревом на 950 °С, нагрев на 650 °С, 2 ч, охлаждение в масле	53	47	400	1240	51
3. Нормализация с нагревом на 950 °С, нагрев на 650 °С, 2 ч, нагрев на 1100 °С, выдержка 4 мин, охлаждение в масле, отпуск 200 °С, 1 ч	80	20	870	1240	62
Закалка по типовому режиму с 1100 °С в масло, отпуск 200 °С, 1 ч	96	4	755	1090	47

Таблица 4 – Механические свойства стали 40ГС после различных режимов обработки (после закалки от 880 °С проводился отпуск при 200 °С, 1 ч [8])

Режим термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	HRC
Закалка с 880 °С, отпуск 200 °С, 1 ч	1630	1950	7.5	29	0,32	54
Закалка из МКИ, закалка с 880 °С, отпуск 200 °С, 1 ч	1770	2110	10.0	42	0,40	56

ленного в структуре. Он метастабилен и при нагружении превращается в мартенсит. При оптимальном режиме термообработки имеет место наиболее благоприятное развитие деформационного мартенситного превращения. Оно сопровождается дополнительным упрочнением и одновременно релаксацией микронапряжений [12]. Полученный после рассматриваемой термообработки комплекс механических свойств выше уровня, достигаемого после обычной закалки.

Данные по изучению влияния термообработки с предварительным нагревом в МКИТ и ПКИТ на механические свойства стали 30ХМА приведены в работе [13]. Предварительный нагрев в МКИТ проводили при 770 °С, а в ПКИТ (после закалки из аустенитной области) – при 650 °С в течение 2 ч. Затем образцы переносили в печь с температурой 850 °С. После кратковременной выдержки (5 мин) при этой температуре их охлаждали в масле и отпускали при 200 °С, 2 ч. Для сравнения определяли свойства после закалки от 850 °С (выдержка) 20 мин и отпускали в течение 2 ч при 200, 560 и 650 °С. Типовая термообработка стали 30ХМА предусматривает после закалки от 850 °С отпуск при 560 °С. После закалки от 880 °С и низкого отпуска достигается сравнительно высокий уровень прочностных свойств, но низкие значения пластичности (табл. 5, 1). После типовой термической обработки (табл. 5, 2) пластичность существенно возрастает, но заметно снижаются прочностные свойства. После отпуска при 650 °С (табл. 5, 3) уровень прочностных свойств наиболее низок, но при этом увеличиваются способность стали к локализованной деформации и ударная вязкость.

Наиболее высокий уровень прочностных, пластических свойств и ударной вязкости получен после способов термообработки, включающих предварительный нагрев и выдержку в МКИТ или ПКИТ (табл. 5; 4, 5). В качестве одной из причин повышения комплекса свойств, кроме указанных ранее, может быть образование тонких прослоек аустенита по границам мартенситных реек.

В ряде случаев при термообработке с нагревом в МКИТ может быть подобран режим, позволяющий получить те же прочностные свойства, что и после термообработки, включающей закалку из аустенитной области, при более высокой пластичности. Примером может служить сталь 25ХГ2СФР. После ее закалки с нагревом в МКИТ на 790 °С, выдержки 1 ч и отпуска при 250 °С 1 ч получены следующие свойства: $\sigma_{0,2} = 1275$ МПа, $\sigma_s = 1430$ МПа, $\delta = 15\%$, $\psi = 60\%$. Закалка по типовому режиму с нагревом на 900 °С (выдержка 20 мин) и отпуск при 250 °С 1 ч обеспечивают при близких прочностных свойствах: $\sigma_{0,2} = 1275$ Па, $\sigma_s = 1420$ МПа более низкую пластичность: $\delta = 10\%$, $\psi = 57\%$ [14].

Полученные данные в работе [15] для стали 13ГС свидетельствуют о том, что закалка и низкий отпуск с кратковременной аустенитизацией, которым предшествовал нагрев и выдержка в МКИТ (770 °С, 1 ч) или ПКИТ (650 °С, 1 ч), позволяют получить более высокий уровень механических свойств, чем после обычных режимов закалки и низкого отпуска (табл. 6).

Таблица 5 – Влияние термообработки на механические свойства стали 30ХМА [13]

Режим термообработки	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_s , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Нагрев на 880 °С, выдержка 20 мин; закалка; отпуск при температурах, °С					
1. 200 °С	1240	1520	3	19	0,72
2. 560 °С	750	980	10	55	0,80
3. 650 °С	670	770	12	76	1,16
4. Нагрев на 770 °С, выдержка 2 ч; перенос на 850 °С, выдержка 5 мин; закалка; отпуск при 200 °С, 2 ч	1280	1470	11,6	62	1,20
5. Нагрев на 850 °С, выдержка 20 мин; закалка; нагрев на 650 °С, выдержка 2 ч; перенос на 850 °С, выдержка 5 мин; закалка; отпуск при 200 °С, 2 ч	1240	1420	16,4	56,0	1,32

Таблица 6 – Влияние термообработки на механические свойства стали 13ГС [15]

Режим термообработки	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_s , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
1. Нагрев на 900 °С, выдержка 20 мин; закалка; отпуск при 150 °С, 1 ч	910	1150	11,0	48	1,00
2. Нагрев на 900 °С, выдержка 20 мин; закалка; нагрев на 740 °С, выдержка 1 ч; перенос на 950 °С, выдержка 4 мин; закалка; отпуск при 150 °С, 1 ч	970	1190	12,5	50	1,55
3. Нагрев на 900 °С, выдержка 20 мин; закалка; нагрев на 650 °С, выдержка 1 ч; перенос на 950 °С, выдержка 4 мин; закалка; отпуск при 150 °С, 1 ч	1020	1250	13,0	50	1,65

Фрактографическое изучение разрушенных ударных образцов стали 13ГС показывает, что после всех режимов термообработки их изломы имеют вязкий характер. После предварительного нагрева в МКИТ или ПКИТ (табл. 6; 2, 3) ударная вязкость выше и, соответственно, дисперснее микроструктура, чем в случае закалки и низкого отпуска по обычному режиму (табл. 6, 1). Эффект комбинированной обработки можно объяснить измельчением зерна, диспергированием пакетов и реек мартенсита. Не исключено образование тонких прослоек аустенита по границам реек.

На строительных сталях повышенной степени легирования 10Х2Н4МДФ, 14ХГН2МАФБ, 14ХГНМДАФБРТ [16] установлено, что при нагреве в ПКИТ вблизи A_{c1} , (ниже на 20–40 °С) образуется 18–20 % аустенита. Последующая термообработка включает аустенизацию вблизи точки A_{c3} (выше на 10–30 °С), сокращенную выдержку по сравнению со стандартным режимом обработки, а также закалку и высокий отпуск. В этом случае также получен хороший комплекс механических свойств [16].

Приведенные данные позволяют заключить, что в ряде случаев целесообразно специально создавать микронеоднородность в распределении углерода и легирующих элементов при аустенизации, а не выравнивать состав, как рекомендуется в большинстве случаев в настоящее время. Этого можно достичь предварительной обработкой с нагревом в МКИТ или ПКИТ и последующей закалкой, обеспечивающей дисперсную, неоднородную по химическому составу структуру, сочетающую прочные и пластичные составляющие.

Выводы

1. Способы термообработки, включающие предварительный нагрев в МКИТ или ПКИТ, закалку после кратковременной аустенизации, низкий или высокий отпуск, позволяют получить более высокий уровень механических свойств, чем после традиционной закалки и такого же отпуска.

2. Причинами повышения свойств являются: измельчение зерна и мартенситных кристаллов, неоднородность их химического состава. В ряде случаев образование субструктуры, сохранение в структуре нерастворившихся карбидов, образование аустенита, а также развитие динамического деформационного мартенситного превращения (в случае низкого отпуска),

3. Предложенные способ термообработки отличается от известных тем, что после предварительного нагрева в МКИТ или ПКИТ не требуется проводить охлаждение перед последующей аустенизацией, что сокращает технологический процесс и уменьшает энергозатраты на нагрев.

Список литературы

1. А.с. 1636458 СССР, С21D 6/00/ Способ термообработки хромомарганцевых сталей / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях ; заявл. 15.08. 88, № 4485226/02 ; опубл. 23.03.91. Бюл. № 11.

2. Малинов Л. С. Структура и свойства Fe-Cr-Mn сталей после закалки с предварительным нагревом в межкритический интервал температур / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях // *МиТОМ*. – 1990. – № 6. – С. 45–47.
3. Чейлях А. П. Использование мартенситного превращения при нагружении для разработки безникелевых сталей переходного класса : дис. ... канд. техн. наук : (05.16.01) / А. П. Чейлях. – Донецк : ДПИ. 1985. – 298 с.
4. Гольдштейн Я. Е. Особенности фазовых превращений, структуры и свойств марганцевых сталей / Гольдштейн Я. Е., Чарушникова Г. А., Беликов А. И. // *Известия АН СССР. Металлургия и горнорудное дело*. – 1963. – № 4. – С. 105–108.
5. Бернштейн А. М. Легирование и термическая обработка хладостойкой двухфазной стали / А. М. Бернштейн, Е. М. Брун, Л. С. Горохов // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1989. – № 1. – С. 98–104.
6. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и чугуна за счет обработок, обеспечивающих реализацию эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов // *Металл и литее Украины*. – 2000. – № 3–4. – С. 8–10.
7. Чейлях А. П. Закалка марганцовистых сталей с предварительным нагревом в двухфазном $\alpha + \gamma$ интервале / А. П. Чейлях Л. С. Малинов, Е. М. Бекетова // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1994. – № 10. – С. 42–44.
8. Механические свойства сталей 40ГС и 40Г2С с мартенситно-ферритной структурой после термической и термомеханической обработки / М. Л. Бернштейн, Л. М. Бернштейн, С. А. Гладышев и др. // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1988. – № 9. – С. 108–111.
9. Гуляев А. П. Влияние отпуска в субкритическом интервале температур на сопротивление разрушению конструкционной среднелегированной стали / А. П. Гуляев, В. Н. Зикеев, Ю. В. Корнюшенкова // *МиТОМ*. – 1992. – № 8. – С. 10–13.
10. Влияние плазменно-дуговой обработки на структурное превращение и поверхностное упрочнение углеродистых легированных сталей / Д. С. Ставреев, Л. М. Капуткина, С. К. Киров и др. // *МиТОМ*. 1996. – № 9. – С. 16–19.
11. Чейлях А. П. Повышение долговечности клапанов из стали 20Х13 высокоскоростной закалкой / А. П. Чейлях, Л. С. Малинов, Н. Г. Лейко // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1993. – № 3. – С. 27–29.
12. Малинов Л. С. Упрочнение нестабильных Cr-Mn-N сталей / Малинов Л. С., Эйсмонт Т. Д. // *Известия АН СССР. Металлы*. – 1969. – № 2. – С. 113–120.
13. Малинов Л. С. Механические свойства стали 30ХМА после закалки и низкого отпуска с предварительным нагревом в межкритическом интервале температур или улучшением / Л. С. Малинов, Л. И. Якушечкина, А. П. Чейлях // *МиТОМ*. – 1993. – № 10. – С. 7–9.
14. Малинов Л. С. Повышение свойств низколегированных сталей путем термообработки после нагрева в межкритическом интервале температур / Л. С. Малинов, Д. В. Малинова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 1. – С. 63–66.
15. Малинов Л. С. Механические свойства строительных сталей 09Г2С и 13ГС после закалки и низкого отпуска с предварительным нагревом в межкритическом и субкритическом интервалах температур / Л. С. Малинов, А. С. Рубец // *Тезисы докладов VII региональной научно-технической конференции*. Т. 3. – Мариуполь, ПГТУ. – 2001. – С. 200–201.

16. Ткаченко И. Ф. Повышение комплекса механических свойств проката высокопрочных сталей за счет новых режимов термической обработки / И. Ф. Ткаченко //

Вісник Приазовського державного технічного університету. – 2000. – № 10. – С. 100–105.

Одержано 08.12.2017

Малінов Л.С. Вплив нагріву в міжкритичному або підкритичному інтервалі температур перед остаточною термообробкою на властивості конструкційних сталей

Узагальнено результати досліджень автора з співробітниками, а також інших робіт, які показують, що застосування попередньої термообробки, яка передбачає нагрівання і витримку в міжкритичному або підкритичному інтервалах температур, підвищує механічні властивості загартованих низько- або високовідпущених конструкційних сталей.

Ключові слова: загартування, відпуск, міжкритичний, підкритичний інтервал температур, механічні властивості.

Malinov L. Influence of heating in inter-critical or subcritical intervals of temperatures before final heat treatment on the properties of construction steels

The results of the author's research with employees, as well as other works showing, that the use of preliminary heat treatment including heating and exposure in the inter-critical or subcritical temperature intervals improves mechanical properties of quenched low - and high tempered steels are summarized.

Key words: quenching, temper, intercritical, subcritical temperature interval, mechanical properties.

THE EFFECT OF CARBURIZING AND HEAT TREATMENT ON THE INCREASE MECHANICAL PROPERTIES OF COST-SAVING WEAR-RESISTANT Fe-Cr-Mn DEPOSITED METAL

Regularities and advantages of formation of metastable phase-structural modifications of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steels in surface layers due to the use of carburizing and quenching from different temperatures are defined. After optimal quenching regimes, an increased level of wear resistance is achieved in different wear conditions.

Key words: deposited metal, heat treatment, martensite, metastable austenite, martensite transformations, wear resistance.

Introduction

Thermochemical treatment (TChT), especially carburizing and nitro-carburizing has found wide application for surface strengthening. Traditionally carburizing low-alloyed steels (with 0.1...0.3 mass.% C) undergo such treatment. By means of subsequent quenching and tempering martensite-carbide structure of carburized layers is usually obtained, ensuring the highest hardness HRC56...62 and retaining of retained austenite (A_{ret}) is avoided [1]. Meanwhile in some of investigations positive influence of different amount of A_{ret} in carburized and nitro-carburized layers upon improvement in wear-resistance, contact endurance and other services characteristics was mentioned, due to its metastability, the degree of which must depend on detailed conditions of service.

However, data on the features of the formation of complexes of phase-structural modifications of surface layers of deposited wear-resistant metal by TChT are very limited, which requires further researches to improve the operational properties.

The aim of this work is to investigate the possibility of further improving the wear resistance of the deposited Fe-Cr-Mn metal by using of carburizing and heat treatment to form metastable phase-structural modifications that realizing $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTW with self-strengthening effect.

Literature review

Nevertheless, in a number of studies [2–8], the positive influence of A_{ret} in carburized and nitrocarburized layers on the increase wear resistance, contact endurance, and other operational properties of standard carburized steels is indicated due to their metastability, the degree of which should depend on the operating conditions [8].

Increasing the wear resistance of special steels after cementation and quenching from optimal temperatures due to the use of metastability of austenite, which is manifested in the realization of the deformation induced martensite $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation at wear (DIMTW) is shown in works [9–14].

As for deposited metal TChT application is so far limited [9, 10, 13, 14], still the results of contemporary investigations witness its good prospects. After hardfacing of low-carbon alloyed steels, their hardness is relatively low and they are quite well machined. By means of carburizing or nitro-carburizing wear-resistance and service properties of deposited metal can be drastically increased, especially with regard to formation of metastability of austenite component of the structure.

For additional surface strengthening of the majority of low and medium carbon DM the described types of TChT can be successfully applied, just like for ordinary carburized structural steels.

Still, as hardfacing is in most cases performed for restoration of parts, operating under difficult conditions of different wear types, it is necessary to presume development of ways and methods of subsequent heat treatment, ensuring obtaining some specified amounts and metastability of A_{ret} for such conditions. Then application of its $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTW jointly with martensite-carbide structure will be mostly efficient for realization of the effect of self-strengthening and additional increase of wear-resistance.

Still, for medium and high alloyed deposited metal it is necessary to take into account the peculiarities of their alloying, so that it will be possible to design hetero-phase metastable modifications of the deposited layers for different objectives and diversified operating conditions

of parts. Now, let us discuss the most promising ones.

Particularly, for low-carbon Fe-Mn deposited metal of 15 Mn (5...14)SiTi type investigations were carried out and it was recommended to apply carburizing and subsequent high-temperature tempering, which would allow obtaining at the depth of 1.2...1.5 mm high-carbon manganese containing (5...14 % Mn) austenite [10, 11]. The degree of metastability of austenite and the kinetics of its DIMTW are to be modified by the temperature and holding time.

Materials, heat treatment, methods researches and experiments

Electric arc hardfacing was carried out by the aforementioned powder wire PP-Hp-20Cr12Mn10SiTiNV grade with a diameter of 4 mm at the A1401 welding machine with a VDU 1001 power supply with reverse polarity. To protect the weld metal, fluxes of AN-348 grades were used. The hardfacing modes are as follows: welding current 320...400 A, arc voltage 28...32 V, the deposition rate was $V_{dep} = 22...32$ m/h, the number of layers 3...4 [15]. From deposited metal samples for research and testing were made.

Carburizing of specimens (samples measuring $10 \times 10 \times 27$ mm) of deposited metal of 20Cr12Mn9SiTiNV grade in a solid carburizer at 960...980 °C during 18 h. After carburizing varying the temperature of the subsequent quenching within 900...1100 °C (holding 20 min, cooling in oil) range gave the opportunity of modifying the phase structure of carburized deposited metal.

Analysis of the chemical composition was carried out using the "Spectrovac 1000" and "SpectroMAXx" vacuum quantometers using the spectral method. The microstructure was researched on metallographic microscopes MMR-2 and "Neophot-21" at enlargement from 50 to 500 times. The microhardness of the structural components was measured on a PMT-3 microhardness gauge by pressing a diamond tetrahedral pyramid under a load of 1.96 N, and the hardness of deposited metal on a Rockwell hardness gauge with a load of 1500 N (HRC) and 600 N (HRA). Dynamic bending tests were carried out on a pendulum copre IO5003 on samples with a measuring of $10 \times 10 \times 55$ mm with a U-shaped notch.

Tests for wear were carried out under various friction and wear conditions. In the case of dry friction metal on metal, they were carried out on a MI-1M machine on samples measuring $10 \times 10 \times 27$ mm in accordance with the scheme test sample – a roller (control body) rotating at a speed of 500 min⁻¹ (linear speed in the friction zone – 1.31 m/s, the friction path is 1965 m). Wear time was: between two weightings – 5 minutes, the total – 25 minutes. Weighing was performed with an error of up to 0.0001 g. Relative wear resistance was determined by the formula:

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{st}}{\Delta m_{sample}}, \quad (1)$$

where Δm_{st} , Δm_{sample} is the loss of mass, respectively, of

the standard sample and the sample of the deposited metal for the same wear time. As a standard sample, steel 45 (contain 0.45 % carbon) was used with a hardness of HB180...190. Tests for impact abrasive wear were carried out on a facility described in [16] in a medium of cast iron shot (fractions 0.5...1.5 mm) at a samples rotation speed of 2800 min⁻¹. Tests for abrasive wear were carried out according to the Brinell-Howarth scheme in quartz sand. The relative impact-abrasive wear resistance (ε_{i-a}) and abrasive wear resistance (ε_a) was also determined by the formula (1).

Results of researches and its discussion

The microstructure of the surface layer of the deposited metal after carburizing (without heat treatment) is shown in Fig. 1. It consists of large austenite grains, inside and along the contour of which are carbides Cr_7C_3 and $Cr_{23}C_6$, closer to the transition layer the amount of carbides decreases, which causes coarsening of the austenite grain. Then, along carburized layer, martensite appears along with the austenite, its amount increases and the structure becomes martensitic-austenitic with a high microhardness $H_{0.98} = 6000...6500$ MPa. Closer to the fusion zone with the base metal, due to an increase in the carbon content in the transition layer, an austenite structure with a small amount of carbides and crushed grain is observed. Next follows the pearlite structure of the parent metal along the grain boundaries, a carburized network was distinguished.

The scope of alternations of its structure along the cross-section of specimens from different temperatures quenching from 900 °C to 1100 °C with cooling in oil is pictured in Fig. 2. The surface layer consists of austenite grains, inside and along their contour lots of carbide particles of $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$, TiC and VC composition are placed. In the vicinity of the transitional layer the amount of carbides decreases and it causes some growth of austenite grains. Then, a little deeper, and the structure acquires martensitic-austenitic view, having high microhardness 6000...6500 MPa. Closer to the melting fusion zone with the base metal, due to the growth of carbon in the transitional layer austenite structure with small amount of carbides and fine grain is observed.

It should be noticed that the structure of the carburized layer of deposited steel contains a big amount of carbide phases and their content was determined according to Glagolev's method [17], while the carbon content was estimated for zones 1...4 deposited steel (see Fig. 2) by means of the following formula:

$$C_{surface\ layer} = K \cdot C_{carb} + C_{s.s.}, \quad (2)$$

where K – is the content of the carbide phase in the investigated segment;

C_{carb} – is carbide content in carbide phase, %;

$C_{s.s.}$ – is carbon content in solid solution, %.

Carbon content in $(Cr,Fe)_{23}C_6$ carbide is ~ 5.7...6.0 mass.% C, and in Cr_7C_3 ~ 7 mass.% C, in austenite (according to experimental data) is about 1.2 mass.% C.

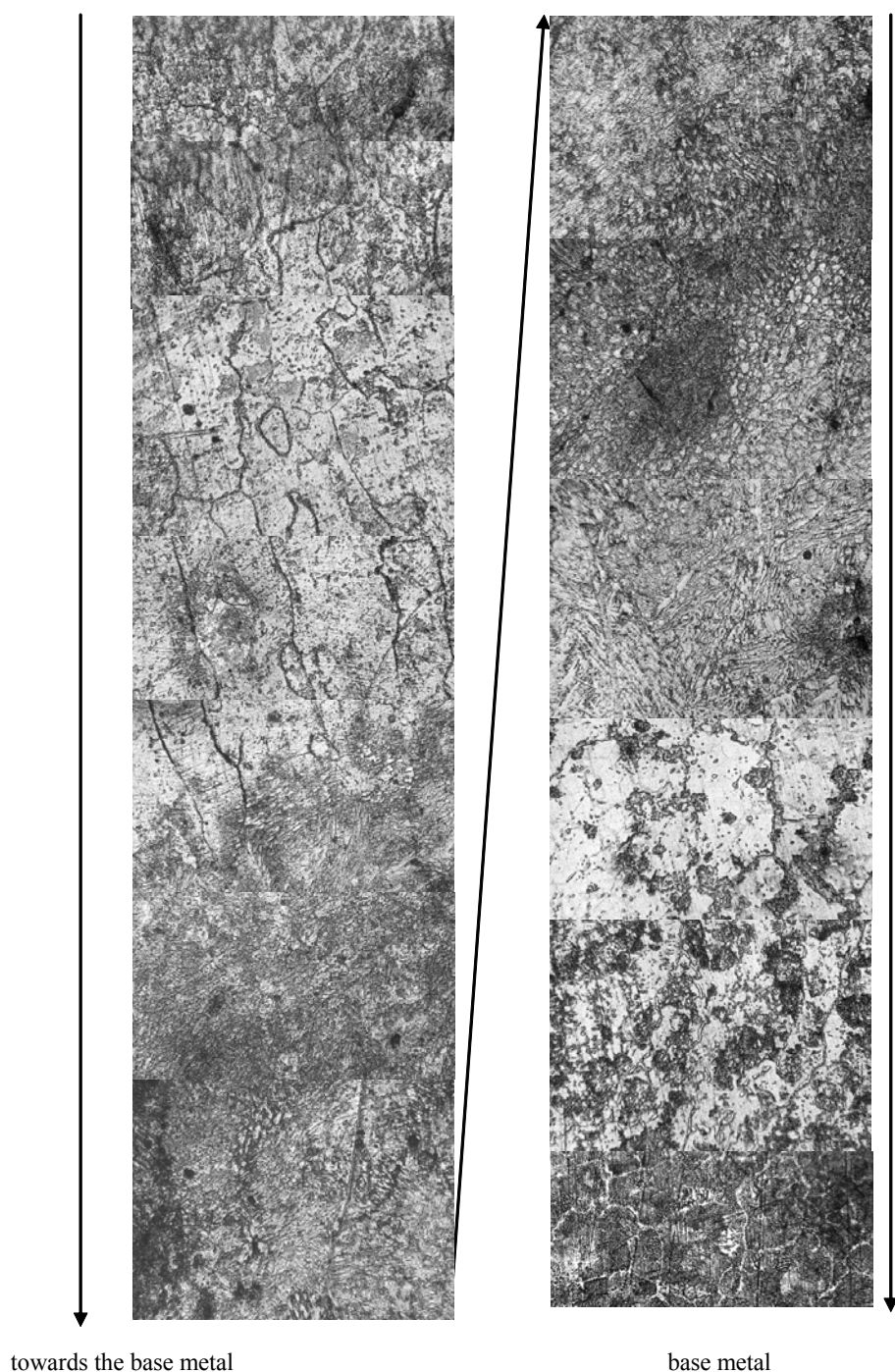


Fig. 1. The microstructure of the deposited steel grade 20Cr12Mn9SiTiNV after carburizing is 960...980 °C, 18 hours, ×400.

Estimated distribution of carbides (carbon-nitrides) and carbon along the depth of the carburized layer in deposited steel 20Cr12Mn9SiTiNV grade after quenching at 900 °C are shown in Fig. 3. At quenching from a relatively low temperature (900 °C), which is not sufficient enough for dissolving of special carbides, a large amount of carbide (carbon-nitride) phases of chromium, titanium and vanadium is retained, their aggregate share being about

~ 40 %, it corresponding to carbon content 2.85 mass.%. Gradually, the amount of carbide phases along the thickness of the carburized layer ($h = 0,4...0,5$ mm) is reduced to ~32 %, then micro-hardness within the area of fine-grain austenite drops from 6700 MPa near the surface to 5000 MPa at the distance of 1.1 mm, it corresponding to the amount of carbide phase equal to about 20 % in austenite matrix. Carbon concentration decreases when the distance from

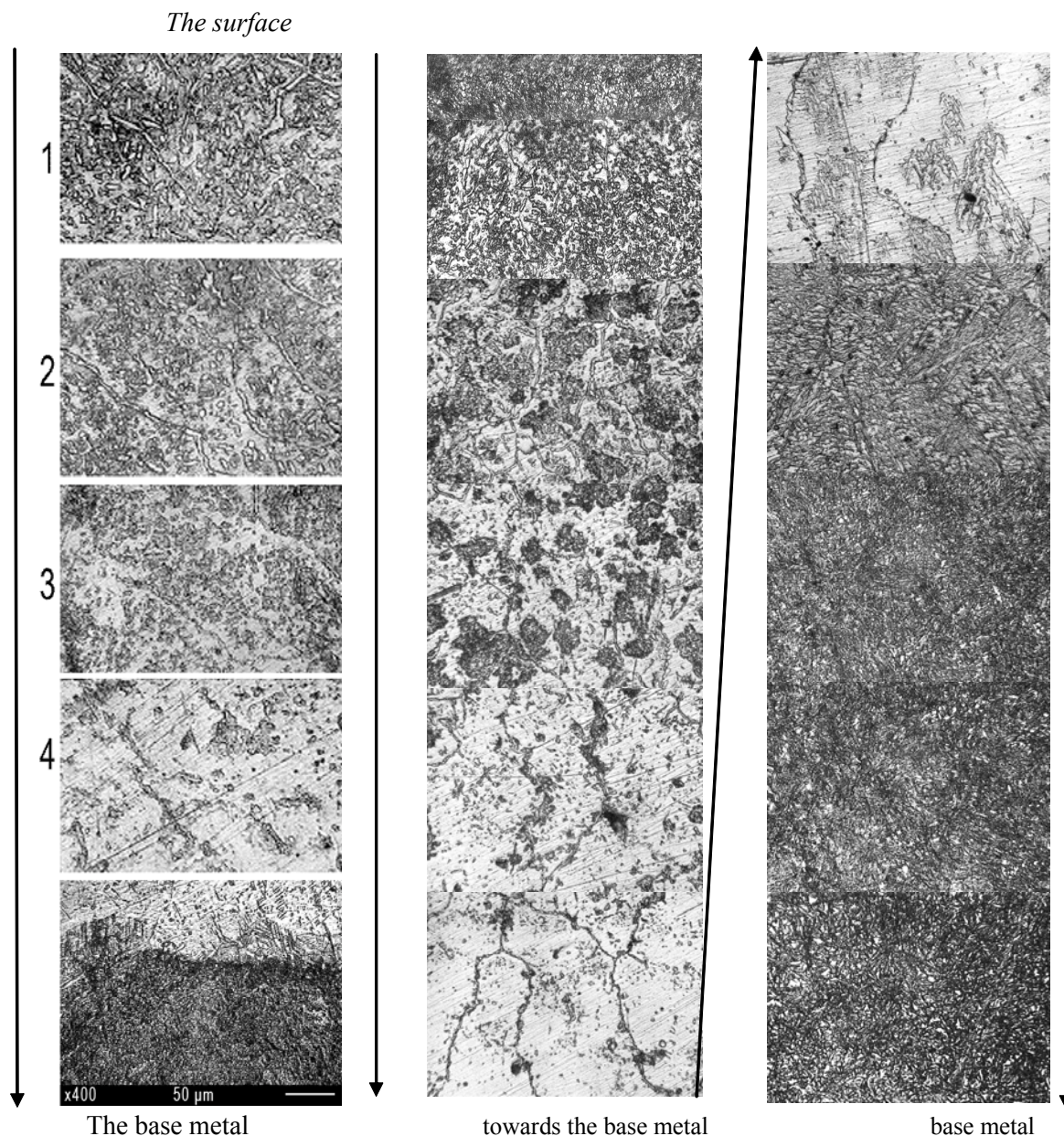


Fig. 2. The microstructure of the deposited steel of 20Cr12Mn9SiTiNV grade after carburizing at 960...980 °C, for 18 hours and quenching at 900 °C (a) and 1100 °C (b)

the surface is raised, it leading to a drop in micro-hardness to 2500...3000 MPa.

The reason of such substantial growth in carbide and carbon content in the carburized surface layer – exceeding the equilibrium level in Fe-Cr-Mn deposited steel (with chromium content exceeding 8 %) is the presence of the mechanism of internal carburizing, due to high degree of affinity of chromium and carbon, leading to reactive diffusion of carbon and chromium.

To study the distribution of alloying elements according to the depth of the carburized layer of the deposited metal, spectral analysis on quantimeter was carried out (with sequential grinding every 0.2 mm). The curves of changing in the concentration of alloying elements along the depth

of the carburized layer are shown in Fig. 4. It is interesting that in a thin surface layer the chromium content of 10.76 mass.% is a bit lower than at some depth ~0.4...0.6 mm – 11.84 mass.% Cr (Fig. 4), which is due to the effect of reverse diffusion of chromium in the process the formation of special carbides Cr_{23}C_6 and Cr_7C_3 [18]. The content of manganese, on the contrary, is above the equilibrium surface in the thin surface layer and is 9.72...10.04 mass.%, although at a small distance of 0.4...0.6 mm its content is reduced to 9.11...9.30 mass.%, and at a distance ~0.2 mm from the surface only 8.83 % Mn contains in the layer (see Fig. 4). This can be explained by the diffusion redistribution of manganese in connection with the formation of carbide phases and austenite structure. It is

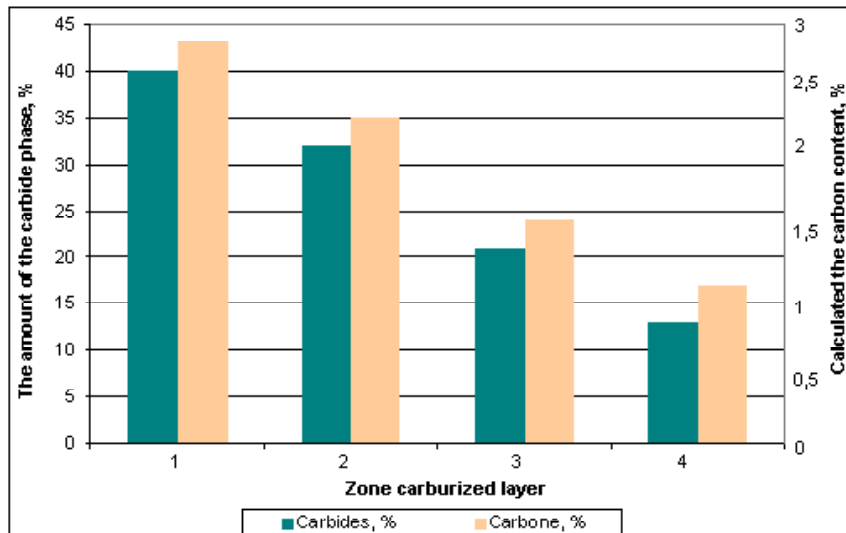


Fig. 3. Distribution of the amount of carbide phase and estimated carbon content along the depth of the carbonized layer in deposited metal 20Cr12Mn9SiTiNV grade, after quenching at 900 °C (see Fig. 2 a)

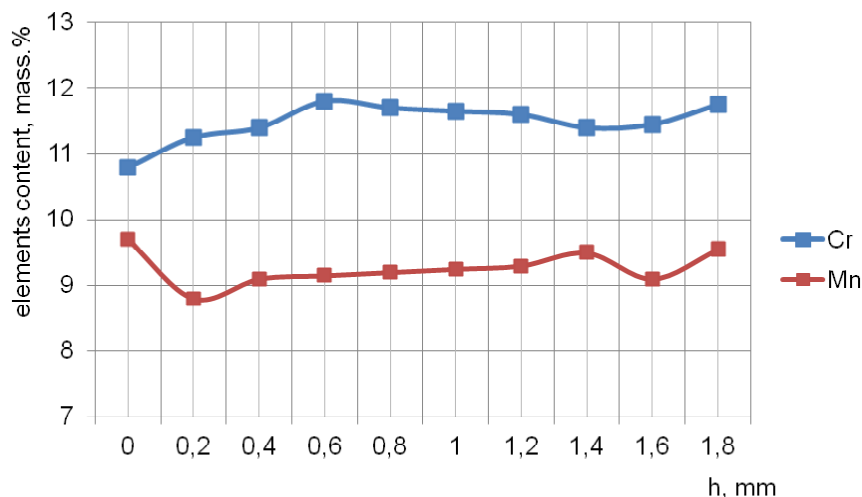


Fig. 4. Distribute concentration of alloying elements for depth carburized layer of deposited metal 20Cr12Mn9SiTiNV

interesting to slightly increase the silicon content in a thin surface layer (1.38...4 mass.%), although at a depth of 0.4...0.6 mm its content was only 1.18...1.24 mass.%. This is probably also due to the reverse diffusion of silicon, which displaces carbon from the solid solution when it is bound to carbides [19].

Thus, we may conclude that the increased carbon content ~ 2.85...1.61 mass% in the carburized layer of deposited steel (much higher than the equilibrium level) is caused by a big amount of carbide (carbon-nitride) phases (see Fig. 3) and it corresponds to the composition of white alloyed wear-resistant cast irons. Along the depth of the carburized layer the content of chromium carbides and accordingly carbon is reduced from 2.85 to 1.1 mass.% and even less. By means of hardfacing of chromium-manganese metastable steel, its carburizing with subsequent quenching it is possible to obtain a natural bi-metal corresponding in the carburized layer to white chromium-manganese cast iron with gradient content of carbide (carbon-nitride)

phases along the layer's cross-section. It should be mentioned that carburized deposited steel layers (just like similar cast steels) possess pseudo-eutectic structure ($A + Cr_7C_3 + Cr_{23}C_6$) (see Fig. 2), similar to eutectic structure of cast irons, mentioned above.

When the temperature of heating of the carburized 20Cr12Mn9SiTiNV deposited steel for quenching varies from 900 °C to 1100 °C, the character of micro-structure's alternation along the thickness of the carburized layer is similar to the one discussed above. The difference is in the smaller number of carbide phases, due to their partial dissolving in austenite, thus lowering martensite points (M_s , M_f) and being the reason of raise in austenite stability and, consequently, its content within all typical areas of the carburized zone.

Alternation of the chemical composition and the structure of the carburized layer at carburizing and subsequent quenching exert sufficient influence upon mechanical and service properties of deposited steel (Table 1).

Table 1 – Effect of carburizing and quenching temperature upon mechanical properties of deposited steel of 20Cr12Mn9SiTiNV grade (tempering at 200 °C)

Heat treatment modes	HRC	Relative wear-resistance at condition:		
		Sliding friction (ε)	Abrasive (ε_a)	Impact-abrasive (ε_{i-a})
In deposited state	33	2.53	1.74	1.5
Carburizing (C.) without quenching	30	3.41	1.9	1.79
C. + quenching 900 °C	40	4.53	2.1	2.66
C. + quenching 1000 °C	38	4.36	2.1	2.4
C. + quenching 1100 °C	37	4.26	2.9	3.32

The hardness deposited steel HRC40...41 after quenching from 900 °C corresponds to austenite-martensite-carbide structure. As the quenching temperature grows from 900 °C to 1100 °C its hardness drops substantially to HRC31...32, and it is explained by a decrease in carbides amount and growth of austenite amount.

Wear resistance of deposited steel is determined by the content of special carbide particles ((Cr,Fe)₇C₃, (Cr,Fe)₂₃C₆, VC, TiC) having high hardness and the structure of the metal matrix, primarily by quenching martensite and metastable austenite, capable of DIMTW. Relative wear resistance of deposited steel under conditions of sliding friction, after carburizing is increased from $\varepsilon = 2.53$ (in deposited state) to $\varepsilon = 3.41$ (see Table 1). The highest wear resistance of carburized deposited steel 20Cr12Mn9SiTiNV grade ($\varepsilon = 4.53$) is observed after quenching at 900 °C, and with an increase of its temperature up to 1000 °C and 1100 °C it is slightly dropped to 4.36 and 4.26 respectively (see Table 1). This is due to solution of a part of carbides (Cr, Fe)₂₃C₆ in austenite.

Another character of changes in wear-resistance, depending upon the temperature of quenching is revealed at testing under conditions of abrasive and impact-abrasive wear. Relative abrasive wear resistance ($\varepsilon_a = 1.9$) is the smallest after carburizing without heat treatment. With increase of the quenching temperature after carburizing from 900 to 1100 °C, wear resistance grows from 2.1 to 2.9. Impact-abrasive wear-resistance changes in quite a similar way: the smallest value $\varepsilon_{i-a} = 1.5$ corresponds to the state without carburizing, while after carburizing – with an increase in the quenching from 900 °C to 1100 °C it increases to = 3.32 (see Table 1).

Such ambiguous influence of the phase content and microstructure upon wear-resistance, observed for different testing conditions is explained by the difference in inclination of metastable austenite to cold hardening, DIMTW and absorption of the energy of external impact, depending upon deformation-stress-wear conditions. That is why for particular service conditions it is required to determine an optimal phase content and the degree of austenite metastability experimentally.

On the whole carburizing and subsequent quenching of deposited steel made it possible to improve drastically (by 1.5...2) times its wear-resistance. At that the character of changes in ε_a and ε_{i-a} of the carburized deposited steel of 20Cr12Mn9SiTiNV grade from the quenching temperature is basically opposite to alternations in hardness. In most cases lowering of hardness corresponds to a substantial increase in wear-resistance. This contradiction is explained by metastability of the deposited steel structure, which undergoes in its thin surface layer $\gamma \rightarrow \alpha'$ DIMTW as well as intense deformation dynamic ageing, it causing intense self-strengthening of the surface layer and simultaneous relaxation of micro-stresses during wear tests [20, 21]. The developed technology of additional surface strengthening by means of carburizing possess a series of advantages as it retains after hardfacing an ability of being machined, quite normally by cutting, it allows subsequent raise in wear-resistance of deposited steel, owing to carburizing and quenching from optimal temperatures. This raises tremendously functionality and manufacturability of deposited steel. Of course, this can be applied for certain technological possibilities of renovation of actual parts.

So, the process of restoration of many machine parts by means of hardfacing, especially, with metastable metal and the described methods of formation of surface metastable phase-structural modifications by means of high-energy, chemical or deformation action may be considered as promising and efficient technologies of additional surface strengthening for practical applications.

Conclusions

1. The use of carburizing of deposited Fe-Cr-Mn steels and subsequent quenching from different temperatures makes it possible to regulate the phase composition and microstructure over a wide range, create various metastable phase-structural modifications of surface layers, and effectively manage their properties.

2. In a thin surface layer of carburized deposited Fe-Cr-Mn metal, an increased carbon content of 2.85 mass.% (significantly higher than equilibrium) is found and an

austenitic-martensitic-carbide microstructure is formed corresponding to the structure of white alloyed cast iron with increased wear resistance. In fact, a natural bimetal with a metastable austenite is formed: white alloyed cast iron on the surface, and wear-resistant steel in the core.

3. For each of the adopted wear conditions, there is a certain optimal phase-structural and metastable state ensuring maximum wear resistance of the carburized deposited metal: for metal-to-metal dry-friction conditions, it is formed during quenching from 900 °C, for abrasive and impact abrasive wear – is at quenched - from 1100 °C.

4. Carburizing of deposited metal is a promising technological operation, which allows additionally, and quite significantly, to strengthen the parts and, simultaneously, to improve processability, improving machinability (before carburizing).

References

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / Г. В. Борисенко, Л. А. Васильев, Л. Г. Воронин. – М. : Металлургия, 1981. – 424 с.
2. Pat. № 1165403 England, C7A (C22c). Case-hardened steels / Mayer G.; Declarant and patent| possessor International Nickel Ltd. – decl. 3.05.67; publ. 01.10.1969.
3. Повышение абразивной износостойкости цементованных сталей 18ХГТ и 12ХН3А за счет получения метастабильного аустенита / Л. С. Малинов, Е. Л. Малинова, Е. Я. Харланова // Изв. РАН. Металлы. – 1993. – № 2. – С. 108–111.
4. Jonicr J. Aspecte ale influentei austenitei reziduale asupra comortarii in exploatare a angrenajelor cementate din otelul 18MoCN13 / J. Jonicr, V. Fiterru // 7 ica Simp. Int. met. Fis. Si tratamente term. Bucuresti, 1979, Ref. T. 1 S.1 – P. 296–305.
5. Siepak J. The influence of contact stress on the wear of a carburized steel case with a high content of retained austenite / J. Siepak // Wear. – 1982. – Vol. 80, № 3. – P. 301–305.
6. Mayer G. Effects of nickel on the properties of carburised steels / G. Mayer, P. M. Munro // Met. And Metal Form. – 1973. – Vol. 40, № 6. – P. 170–176.
7. Chu D. L. Effect of retained austenite on rolling fatigue durability of carburised and carbonitrided steels / D. L. Chu, M. Yao // Proc. Int. Symp. Gear. and Power Transm. – Tokyo. – 1981. – Vol. 1. – P. 435–439.
8. Малинов Л. С. Повышение свойств цементованных сталей за счет реализации эффекта самозакалки при нагружении, регулирования количества и стабильности аустенита применительно к конкретным условиям / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2002. – № 9/10. – С. 10–13.
9. Малинов Л. С. Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную стойкость Fe-Cr-Mn-сталей / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Л. Малинова // Изв. АН СССР. Металлы. – 1991. – № 1. – С. 120–123.
10. Пат. 63462 Україна, МПК С 21 D 1/2. Спосіб зміцнення / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов ; заявитель и патентообладатель Призов. держ. техн. ун-т. – № 2003043704 ; заявл. 22.04.2003 ; опубл. 15.01.2004, Бюл. № 1
11. Малинов В. Л. Влияние марганца на структуру и износостойкость наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали / В. Л. Малинов // Автоматическая сварка. – 2011. – № 8. – С. 15–19.
12. Cheiliakh A. P. Development of innovative ways of surface hardening by means of creation of wear-resistant layers with metastable structure, strengthening at wear / [A. P. Cheiliakh, Y. A. Cheiliakh, N. E. Karavaieva, M. A. Ryabikina] // Tratamientos Termicos (Heat Treatment of Metals): Mayo-Junio 2014, Spain, 2014. – № 143. – P. 35–36 (part 1) and №144. – P. 25–26 (part 2).
13. Чейлях Я. А. Влияние цементации (карбонитрации) и режимов закалки на структуру и свойства Fe-Cr-Mn сталей / [Я. А. Чейлях, Л. И. Якушечкина, А. В. Никитина, А. М. Шеглова] // Вісник Приазовського державного технічного університету. Сер. : «Технічні науки : 36. наук. праць». – Маріуполь : ДВНЗ «Призов. держ. техн. ун-т», 2012. – Вип. 24. – С. 84–94.
14. Cheiliakh A. P. Strengthening Technologies of Materials Treatment / Cheiliakh A. P., Cheilyakh Y. A., Samotugina Yu. S. – Mariupol : Ltd. «PPNS», 2016. – 337 p.
15. Cheiliakh Y. A. Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with controllable content of metastable austenite / Cheiliakh Y. A., Chigarev V. V. // The Paton welding Journal / August 2011# 8, P. 17–21.
16. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / Чейлях А. П. – Мариуполь : ПГТУ, 2009. – 483 с.
17. Геллер Ю. А. Материаловедение. Методы анализа, лабораторные работы и задачи / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – 6-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1989. – 456 с.
18. Кузнецов В. Д. Прогнозування структурно-фазового стану зносостійких матеріалів при дуговому наплавленні // В. Д. Кузнецов, П. В. Попович, С. М. Гетманець / Вестник национального технического университета Украины «КПИ», Машиностроение. – К. : НТУУ «КПИ», 2011. – № 61, Т. 1. – С. 130–133.
19. Меськин В. С. Основы легирования стали / В. С. Меськин. – М. : Металлургия, 1964. – 684 с.
20. Малинов, Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Рената, 2009. – 568 с.
21. Способность к самоупрочнению поверхности трения и износостойкость наплавленного металла в условиях абразивного изнашивания / [М. И. Андрущенко, Р. А. Куликовский, С. П. Бережной, О. Б. Сопильняк] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2009. – № 1. – С. 30–36.

Одержано 10.12.2017

Чейлях Я.О., Чейлях О.П. Влияние цементации и термической обработки на повышение механических свойств экономнолегированного износостойкого Fe-Cr-Mn наплавленного металла

Установлено закономірності та переваги формування в поверхневих шарах метастабільних фазово-структурних модифікацій наплавлених зносостійких Fe-Cr-Mn сталей завдяки застосуванню цементації та гартування з різних температур. Після оптимальних режимів гартування досягнуто підвищеного рівня зносостійкості в різних умовах зносу.

Ключові слова: *наплавлений метал, термічна обробка, мартенсит, метастабільний аустеніт, мартенситні перетворення, зносостійкість.*

Чейлях Я.А., Чейлях А.П. Влияние цементации и термической обработки на повышение механических свойств экономнолегированного износостойкого Fe-Cr-Mn наплавленного металла

Установлены закономерности и преимущества формирования в поверхностных слоях метастабильных фазово-структурных модификаций наплавленных износостойких Fe-Cr-Mn сталей благодаря применению цементации и закалки с разных температур. После оптимальных режимов закалки достигается повышенный уровень износостойкости в различных условиях изнашивания.

Ключевые слова: *наплавленный металл, термическая обработка, мартенсит, метастабильный аустенит, мартенситные превращения, износостойкость.*

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 621.793.7: 533.924

Е. А. Зеленина, д-р техн. наук С. В. Лоскутов, д-р техн. наук А. В. Ершов,
канд. техн. наук В. Г. Шевченко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗРУШАЮЩИХ ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ

Исследованы механические свойства плазменного покрытия, которое было разрушено под действием термических напряжений. Предложен метод расчета распределения термических напряжений в покрытии. Определены значения напряжения и деформации разрушения, а также модуль упругости покрытия. Выполнена оценка допустимого перегрева поверхности покрытия относительно температуры подложки.

Ключевые слова: плазменное покрытие, модуль упругости, механическое напряжение, относительная деформация, градиент температуры.

Введение

Условие работоспособности плазменного покрытия связано, в первую очередь, с необходимостью достаточного запаса прочности. В ряде случаев величина прочности сцепления и когезионной прочности не всегда удовлетворяет условию надежной работы детали. Прочность плазменных покрытий из проволоки и порошковых материалов в несколько раз ниже прочности компактного материала подложки [1–3]. Заметное снижение механической прочности покрытия наблюдается при увеличении его толщины свыше 1 мм, что связано с возрастанием внутренних термических напряжений.

Одной из возможных причин растрескивания покрытия может быть повышение термических напряжений при перегреве поверхности в процессе плазменного напыления. Поскольку в покрытии возникают растягивающие термонапряжения, значительный интерес для оценки работоспособности представляет не только прочность сцепления с подложкой, но и такие характеристики как модуль упругости и когезионная прочность покрытия. Информация о свойствах покрытий в литературе недостаточна для расчетных оценок прочности. Поэтому для диагностики причин разрушения покрытий необходимы измерения указанных механических свойств и разработка метода оценки предела прочности покрытия. Из существующих методов измерения механических свойств используются испытания на растяжение-сжатие, а также на изгиб [4–6]. При определении термических напряжений следует учитывать оба указанных вида деформации покрытия.

Целью работы является разработка методики расчета модуля упругости цилиндрического покрытия при испытании на изгиб, оценка прочности и распределения термического напряжения по толщине покрытия.

Методика эксперимента

При плазменном напылении частицы покрытия разогреваются в плазменной струе до температур, существенно превышающих температуру плавления, и прилипают к шероховатой поверхности детали, образуя слой покрытия. Нанесение покрытия 100X15H2Г2Р из порошковой проволоки выполнялось в аргоновой плазменной струе при токе плазмотрона 240 А, напряжении на дуге 80 В, дистанции напыления 100 мм. Определялись прочностные и упругие характеристики плазменного покрытия, полученного с использованием послойной щеточной обработки поверхности. Обработанная плазмой поверхность шейки коленчатого вала трактора показана на рис. 1. Измеренная профилометром шероховатость покрытия R_z составляла 50–70 мкм.



Рис. 1. Плазменное покрытие на поверхности шейки коленчатого вала трактора

Микрошлифы покрытия показывают наличие внутренних дефектов, таких как пористость и существование оксидных слоев, как на границе с подложкой, так и между частицами. Наличие указанных дефектов приводит к значительному снижению прочности покрытия по сравнению с прочностью компактного материала.

При напылении покрытий толщиной более 3 мм возможен разрыв покрытия по образующей цилиндра и отслоение его от детали. Причиной разрыва являются термоупругие растягивающие напряжения, которые возникают при остывании покрытия и превышают предел прочности. При разрыве покрытия его радиус увеличивается по сравнению с начальным значением, а края разрыва расходятся. После разрыва момент внешних сил отсутствует. Увеличение радиуса кривизны при разрыве кольца происходит при снятии внутренних напряжений, которые связаны с моментом термоупругих сил до разрыва кольца. Его величина определится из уравнения упругой линии кольца, в зависимости от изменения радиуса кривизны по сравнению с начальным значением [7]:

$$M = EI \left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} \right), \quad (1)$$

где M – начальный изгибающий момент термоупругих сил, $I = bh^3/12$ – момент инерции поперечного сечения покрытия, R_1 и R_2 – начальный и конечный (после разрыва покрытия) радиусы кривизны нейтральной линии покрытия.

Величина максимального изгибного окружного термонапряжения определится путем деления изгибающего момента из (1) на момент сопротивления прямоугольного сечения $W = bh^2/6$. В итоге получим:

$$\sigma_u = \frac{Eh}{2} \left(\frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} \right), \quad (2)$$

где h – высота прямоугольного сечения.

Увеличение радиуса кривизны при разрыве покрытия происходит за счет увеличения зазора в разрыве, а именно:

$$R_2 = R_1 + \frac{z}{2\pi}, \quad (3)$$

где z – величина образовавшегося зазора при разрыве покрытия.

Подстановка R_1 из (3) в (2) дает

$$\sigma_u = E \frac{zh}{2R_2(2\pi R_2 - z)}. \quad (4)$$

Помимо изгибающего момента в поперечном сечении покрытия действует растягивающая сила. Она определяется относительной деформацией растяжения в центре сечения, которая определится в зависимости

от угла зазора между двумя радиусами проведенными из центра окружности к торцам отслоенного покрытия

$$\alpha = \frac{z}{R_2}.$$

При разрыве покрытия произошло укорочение нейтральной оси по сравнению с периметром внутренней окружности покрытия на величину

$$\Delta l = \frac{ah}{2} = \frac{zh}{2R_2}. \quad (5)$$

Величина относительной деформации нейтральной линии определится

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} = \frac{zh}{2R_2(2\pi R_2 - z)}. \quad (6)$$

где $l = (2\pi R_2 - z)$ – длина нейтральной линии покрытия.

Величина растягивающего окружного термонапряжения в центре покрытия определится

$$\sigma_p = E \frac{zh}{2R_2(2\pi R_2 - z)}. \quad (7)$$

Сравнение (4) и (7) показывает, что максимальное изгибное и растягивающее термонапряжения равны по величине. При определении результирующего напряжения следует учесть влияние осевого термического напряжения, которое практически равно окружному напряжению. В случае двумерного симметричного напряженного состояния модуль упругости покрытия возрастает на величину $1/(1-\mu)$, [8], где $\mu = 0,28$ – коэффициент Пуассона для стали. Таким образом, максимальное результирующее термическое напряжение на внешней поверхности покрытия определится как сумма изгибающего и растягивающего напряжений

$$\sigma_e = \frac{E}{(1-\mu)} \frac{zh}{R_2(2\pi R_2 - z)} = \frac{E}{(1-\mu)} \varepsilon_t. \quad (8)$$

Наибольшее термическое напряжение равное когезионной прочности наблюдается на внешней поверхности покрытия. Расчет максимальной относительной термической деформации ε_t , соответствующей разрыву покрытия при $h = 4$ мм, $z = 8,5$ мм, $R_2 = 47,7$ мм, дает величину $\varepsilon_t = 0,244 \cdot 10^{-2}$. Для вычисления напряжения разрыва покрытия следует определить модуль упругости путем механических испытаний.

При механических испытаниях кольцо покрытия подвешивалось верхней частью на качающуюся опору, а к нижней его части прикладывалась радиальная сила P , которая образует изгибающий момент, приводящий к изгибу полукольца, что показано на рис. 2.

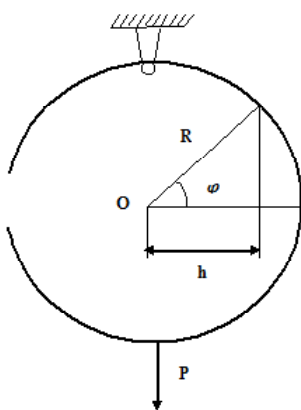


Рис. 2. Схема определения момента силы в поперечном сечении покрытия

Результаты измерений перемещения точки приложения силы y приведены в табл. 1. По результатам измерений вычислялись механические характеристики покрытия: модуль упругости, максимальные значения напряжений и деформаций в опасной точке при $\varphi = 0$, где действует момент силы. Для вывода расчетных формул запишем выражение для момента силы в нагруженном сечении, положение которого определяется углом φ поворота радиуса сечения от горизонтальной оси

$$M = Ph = PR \cos \varphi, \quad (9)$$

где h – плечо силы P , рис. 2.

Изменение угла поворота поперечного сечения кольца α и перемещение точки подвеса груза y под действием момента силы определяется дифференциальным уравнением упругой линии полукольца

$$\frac{d^2 y}{(Rd\varphi)^2} = \frac{da}{Rd\varphi} = \frac{PR}{EI} \cos \varphi, \quad (10)$$

где $Rd\varphi$ – элемент длины кольца.

Интегрированием данного уравнения в пределах изменения угла φ от 0 до φ , получим формулу для угловой деформации α верхней части полукольца в виде

$$\alpha = \frac{PR^2}{EI} \int_0^\varphi \cos \varphi d\varphi = \frac{PR^2}{EI} \sin \varphi, \quad (11)$$

Поскольку деформация верхней и нижней части полукольца одинакова, то деформация полукольца между точкой подвеса и точкой приложения силы равна удвоенной деформации верхней части полукольца. Связь между линейной и малой угловой деформацией согласно (10) имеет вид

$$\frac{d^2 y}{(Rd\varphi)^2} = \frac{da}{Rd\varphi},$$

а выражение для линейной деформации полукольца определится путем интегрирования (11) при изменении угла φ от 0 до $\pi/2$

$$y = \frac{2PR^3}{EI} \int_0^{\pi/2} \sin \varphi d\varphi = \frac{2PR^3}{EI} \cos 0 = \frac{2PR^3}{EI}. \quad (12)$$

Из полученной формулы определяется модуль упругости в зависимости от соотношения между силой и перемещением. Результаты расчета приведены в табл. 1. Среднее значение модуля упругости покрытия, согласно табл. 1, равно $E = 1,03 \cdot 10^5$ МПа.

Значение максимального термического напряжения определялось по формуле (8).

Анализ полученных результатов

Модуль упругости совместно с разрушающей термической деформацией на поверхности покрытия $\varepsilon_t = 0,244 \cdot 10^{-2}$, дает значение когезионной прочности, которая согласно (8) составит 348 МПа. Величина

Таблица 1 – Измерение характеристик деформации кольцевого покрытия с зазором

P , Н	$y \cdot 10^{-3}$, м	$E \cdot 10^5$, МПа	σ , МПа	$\varepsilon \cdot 10^{-4}$
60,44	0,60	1,031	27,2	2,62
71,14	0,70	1,049	32,3	3,06
82,99	0,80	1,062	37,3	3,52
93,84	0,90	1,067	42,2	3,96
105,01	1,05	1,023	47,2	4,60
115,76	1,15	1,030	52,7	5,03
126,69	1,30	0,998	57,0	5,69
137,79	1,40	1,007	61,7	6,13
148,81	1,55	0,983	66,5	6,79

разрушающей относительной деформации покрытия находится на границе квазиупругой области, и соответствует хрупкому разрыву, который происходит по контактными границам частиц покрытия. Хрупкость связи свидетельствует о вероятности ковалентной, а не металлической связи между частицами, что обусловлено присутствием поверхностных оксидов на площадках контакта.

Характер термической деформации, согласно формуле (8), приводит к возрастанию термического напряжения по толщине покрытия, что согласуется с результатом работы [9]. Наибольшее термонапряжение возникает на поверхности покрытия, а наименьшее – на границе с подложкой. Темп возрастания термического напряжения по толщине покрытия составляет $d\sigma/dh = 88$ МПа/мм. Он пропорционален разности температуры между слоем покрытия и подложки в процессе напыления. Поэтому, для снижения термических напряжений при нанесении толстых покрытий следует не допускать перегрева, что достигается ограничением скорости роста толщины покрытия или перерывами на охлаждение. Предельная разность температур, между внешним слоем покрытия и подложкой Δt , оценивается по измеренной термической деформации разрушенного покрытия $\varepsilon_t = 0,244 \cdot 10^{-2}$, и величине коэффициента термического расширения металла $\alpha = 1,3 \cdot 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$

$$\Delta t = \varepsilon / \alpha = 0,244 \cdot 10^{-2} / 1,3 \cdot 10^{-5} = 188^\circ\text{C}.$$

Для предотвращения разрушающих термических напряжений, при температуре подложки 100°C , поверхность покрытия при напылении не должна иметь температуру выше 280°C . Эта рекомендация ограничивает мощность теплового потока на напыляемую поверхность и время обработки, от которых зависит температура покрытия.

Авторы выражают благодарность руководителю НПП «Мет-АЛ» – Русеву Геннадию Михайловичу за предоставление образцов для исследования.

Выводы

1. Определены прочностные и упругие характеристики плазменного покрытия, полученного при распылении порошковой проволоки – анода 100X15H2Г2Р с использованием послойной щеточной обработки поверхности. Показано, что в покрытии имеются растягивающие и изгибающие термические напряжения. Наибольшие напряжения на поверхности покрытия, равно значению когезионной прочности, которая составляет 348 МПа. Получена формула для остаточного термонапряжения, которая показывает его возрастание по

толщине покрытия на величину $d\sigma/dh = 88$ МПа/мм, пропорционально окружной деформации при разрыве кольца, модулю упругости и толщине покрытия, и обратно пропорционально квадрату радиуса кривизны подложки.

2. Разработана методика определения модуля упругости при деформации кольца с зазором под действием радиальной силы. Определен модуль упругости плазменного покрытия, полученного при распылении порошковой проволоки – анода 100X15H2Г2Р, который составил $E = 1,03 \cdot 10^5$ МПа.

3. Определены характеристики разрушения покрытия: относительная деформация $\varepsilon_t = 0,244 \cdot 10^{-2}$ и изменение температуры в слое покрытия. При указанной величине разрушающей деформации разрыв покрытия является хрупким. Разрушение происходит по контактными границам частиц покрытия. Хрупкость является, по-видимому, следствием ковалентной, а не металлической связи между частицами, что связано с наличием поверхностных оксидов на площадках контакта.

Список литературы

1. Кудинов В. В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование / В. В. Кудинов, Г. В. Бобров. – М. : Металлургия, 1992. – 432 с.
2. Нанесения покрытия / В. М. Корж, В. Д. Кузнецов, Ю. С. Борисов К. А. Ющенко. – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
3. Балдаев Л. Х. Современные тенденции получения газотермических покрытий / Л. Х. Балдаев, В. И. Калита // Технология металлов. – 2003. – № 2. – С. 17–20.
4. Методы оценки служебных свойств защитных покрытий / Л. Х. Балдаев, И. Ф. Арутюнова, Н. А. Волосов [и др.] // Сварочное производство. – 2001. – № 9. – С. 35–38.
5. Барвинок В. А. Управление напряженным состоянием и свойствами плазменных покрытий. – М. : Машиностроение, 1990. 384 с.
6. 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.
7. Феодосьев В. И. Сопротивление материалов. Т. 2 / В. И. Феодосьев. – М. : МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. – 590 с.
8. Абрамов В. В. Исследование напряжений и деформаций методом сопротивления материалов. – Харьков : Изд. Харьковского университета. – 1965. – 63 с.
9. 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. 178–184.

Одержано 22.11.2017

Зеленина Е.А., Лоскутов С.В., Ершов А.В. Визначення руйнівних термонапружень циліндричного плазмового покриття

Досліджено механічні властивості плазмового покриття, яке було зруйновано під дією термічних напружень. Запропоновано метод розрахунку розподілу термічних напружень в покритті. Названо значення напруги і деформації руйнування, а також модуля пружності покриття. Виконано оцінку допустимого перегріву поверхні покриття щодо температури підкладки.

Ключові слова: плазмове покриття, модуль пружності, механічне напруження, відносна деформація, градієнт температури.

Zelenina E., Loskutov S., Ershov A. Definition of destructive thermal stresses in cylindrical plasma coatings

The mechanical properties of plasma coating, which were destroyed under the action of thermal stresses were determined. Was proposed method of calculating the distribution of thermal stress in the coating. Was determined the values of the stresses and deformation of fracture, and the modulus of elasticity of the coating. Was evaluated permissible overheating of the surface coating relative to the substrate temperature.

Key words: plasma coating, modulus of elasticity, stress, deformation, temperature gradient.

УДК 621.791.927.5

Д-р техн. наук В. А. Лебедев

ІЗС ім. Е.О. Патона НАН України, г. Київ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЁМА ПЕРЕНОСИМОЙ КАПЛИ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ КОЛЕБАНИЙ ВАННЫ И ЭЛЕКТРОДА ПРИ ДУГОВОЙ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКЕ

Определены зависимости роста объёма капли жидкого металла при наплавке от частотных характеристик колебания сварочной ванны. Рассмотрены возможности реализации наплавки в данных условиях как с короткими замыканиями дугового промежутка, так и без них, а также с применением порошковой проволоки. Получены соответствующие зависимости для объёма капли и частоты переноса капель в сварочную ванну.

Ключевые слова: объём капли, колебания сварочной ванны, частотные характеристики переноса, наплавка.

Одной из основных проблем наплавки электродной проволокой является разбрызгивание металла, что обусловлено электрическим взрывом [1, 2] металлической перемычки. Для уменьшения этих потерь в последнее время применяют наплавку с импульсной подачей электродной проволоки [3], аддитивные импульсно-дуговые методы сварки и наплавки, что позволяет снизить потери на разбрызгивание до 10–15 % [4] по сравнению с режимами сварки и наплавки на стационарных режимах, а в случае многопроходной сварки применяют импульсную или шаго-импульсную технологию [5]. Вместе с тем, применение импульсной подачи проволоки в сочетании с механическими колебаниями сварочного инструмента или сварочной ванны позволит формировать не только желаемую структуру наплавляемого или свариваемого металла, но и существенно снизить потери на разбрызгивание.

В работе [6] показано, что в случае равенства скоростей плавления металла и подачи электродной проволоки процесс наплавки будет идти без замыканий, что характерно для сварки длинной дугой. Значит можно таким образом изменять значение междугового промежутка, чтобы выполнялось равенство скоростей подачи и плавления проволоки, реализация чего возможна при механизме саморегулирования дуги. Именно в период саморегулирования будут протекать процессы в дуге, обуславливающие интенсивное плавление металла сварочной проволоки и, соответственно, интенсифицирующие рост капли. Для описания этого процесса необходимо получить зависимость объёма капли от величины дугового промежутка.

В ИЗС им. Патона НАНУ была разработана установка (рис. 1), где механические колебания ванны осуществляются в 2-х плоскостях (рис. 2).

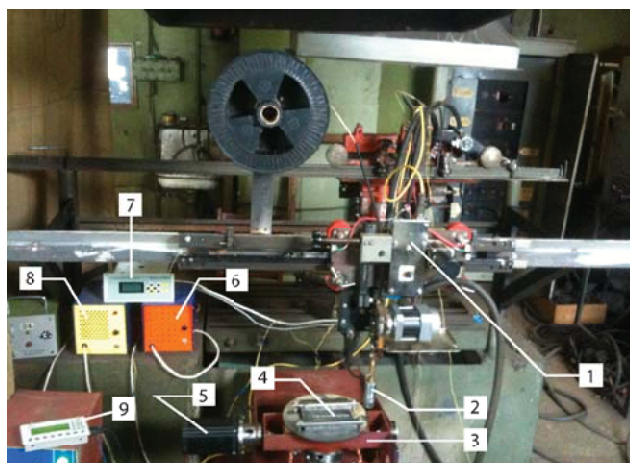


Рис. 1. Схема установки для наплавки с подвижной станиной:

1 – пульт управления перемещения горелки; 2 – горелка; 3 – станина; 4 – наплавляемая деталь; 5 – двигатель, сообщающий колебания станине; 6 – блок питания пульта управления поз. 1; 7 – индикатор скорости перемещения горелки; 8 – блок питания двигателя поз. 5; 9 – программируемый пульт управления режима работы двигателя поз. 5

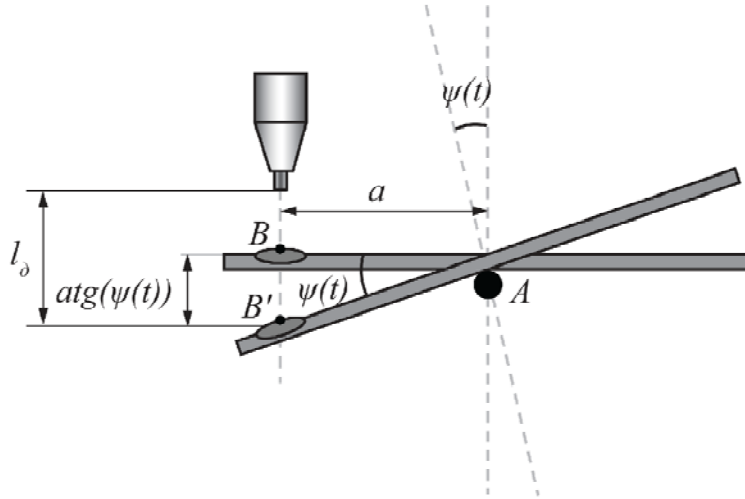


Рис. 2. Схема колебаний сварочной ванны

В работе [7] приведена зависимость скорости изменения междуготового промежутка с применением колебаний сварочной ванны:

$$\frac{dl_{\delta}}{dt} = V_{nl} - V_{n\delta} - V_{pk} \pm V_B, \quad (1)$$

где V_{nl} — скорость плавления проволоки, $V_{n\delta}$ — скорость подачи электродной проволоки, V_{pk} — скорость роста капли, V_B — скорость точки B (рис. 2) — точки пересечения оси электрода с поверхностью ванны.

Для случая равенства скоростей подачи электродной проволоки и её плавления уравнение (1) примет вид:

$$\frac{dl_{\delta}}{dt} = -V_{pk} \pm V_B. \quad (2)$$

Скоростью точки B можно пренебречь, т. к. за полупериод сварочная ванна вместе со станиной опускается и металл в точке B, занимая положение B', начинает стекать в сварочную ванну. Величину $\frac{dl_{\delta}}{dt}$ определяет величина отрезка BB' (рис. 2) [8]:

$$\begin{aligned} V_{pk} &= -\frac{dl_{\delta}}{dt} = -\frac{d\left(BB'e^{-\frac{t_{\delta}}{\theta}}\right)}{dt} = \\ &= -\frac{d\left(atg(\Psi(t))e^{-\frac{t_{\delta}}{\theta}}\right)}{\partial t} = \\ &= a\left(\frac{1}{\theta}tg(\Psi(t)) - \frac{\partial\Psi(t)}{\partial t}\frac{1}{\cos^2\Psi(t)}\right), \quad (3) \end{aligned}$$

где t_{δ} [с] — время горения дуги в процессе саморегулирования, θ [с] — постоянная саморегулирования дуги.

Знак минус обусловлен движением в противоположную сторону от скорости плавления электрода и, соответственно, от направления течения тока при обратной полярности. Таким образом, можно подобрать частотные характеристики колебания станины, что будет обеспечиваться не только равенство скоростей плавления и подачи электродной проволоки, но и непосредственно определяться скоростью роста капли.

В работе [9] показано, что скорость роста капли определяется 2 механизмами:

1. За счёт тепловой мощности дуги, которая увеличивает среднюю температуру каплю со скоростью:

$$\frac{dT_k}{dt} = \frac{U_e I_{\delta} - \lambda \frac{\pi d_{\delta}^2}{D} (T_k - T_{nl})}{c_p \Omega}, \quad (4)$$

где U_e [В] — падение напряжения в анодной области дуги, I_{δ} [А] — ток дуги, λ [Вт/м·К] — коэффициент теплопроводности металла электрода, c_p [Дж/м³·К] — объёмная теплоёмкость, d_{δ} [м] — диаметр электродной проволоки, T_k [К] — текущая средняя температура капли, T_{nl} [К] — температура плавления металла проволоки, Ω [м³] — объём капли.

Значение T_k следует выбирать в зависимости от силы тока сварки [10]. Приблизительно для обратной полярности можно принять её значение, лежащее в пределах $T_k = 2300 \div 3400$ К.

Изменение объёма капли, вызванное изменением температуры, можно определить через коэффициент объёмного теплового расширения. Считая, что давление в капле не изменяется с ростом её объёма, можно выразить приращение объёма через приращение температуры:

$$dT = \frac{d\Omega}{\beta\Omega}, \quad (5)$$

где β [K⁻¹] – коэффициент объёмного теплового расширения. Тогда скорость изменения объёма, вызванная соответствующей скоростью температуры, будет равна:

$$\frac{d\Omega}{dt} = \frac{\beta \left(U_e I_{\partial} - \lambda \frac{\pi d_{\partial}^2}{D} (T_k - T_{nl}) \right)}{c\rho}.$$

2. За счёт теплового потока в контактной зоне «капля – проволока», который вызывает дополнительное плавление электродной проволоки, что увеличивает текущий объём капли:

$$\frac{d\Omega}{dt} = \frac{\pi d_{\partial}^2 \frac{2\lambda}{D} (T_k - T_{nl})}{c\rho (T_k - T_{nl}) + H_L}, \quad (6)$$

где H_L [Дж/м³] – удельная теплота плавления.

Суммарная скорость роста капли $\left. \frac{d\Omega}{dt} \right|_{\Sigma}$ определится выражением:

$$V_{pk} = \left. \frac{d\Omega}{dt} \right|_{\Sigma} = \frac{\beta \left(U_e I_{\partial} - \lambda \frac{\pi d_{\partial}^2}{D} (T_k - T_{nl}) \right)}{c\rho} + \frac{\pi d_{\partial}^2 \frac{2\lambda}{D} (T_k - T_{nl})}{c\rho (T_k - T_{nl}) + H_L}. \quad (7)$$

Подставляя выражение (3) в (7) получим общее выражение вида:

$$\begin{aligned} a \left(\frac{1}{\theta} \operatorname{tg}(\Psi(t)) - \frac{\partial \Psi(t)}{\partial t} \frac{1}{\cos^2 \Psi(t)} \right) &= \\ &= \frac{\beta \left(U_e I_{\partial} - \lambda \frac{\pi d_{\partial}^2}{D} (T_k - T_{nl}) \right)}{c\rho} + \\ &+ \frac{\pi d_{\partial}^2 \frac{2\lambda}{D} (T_k - T_{nl})}{c\rho (T_k - T_{nl}) + H_L}. \end{aligned} \quad (8)$$

Откуда диаметр капли определится следующим образом:

$$\begin{aligned} D &= \left[\frac{\lambda \pi d_{\partial}^2 (T_k - T_{nl})}{\left((T_k - T_{nl}) + \frac{H_L}{c\rho} \right)} \right] \times \\ &\times \frac{\left(2 - \beta \left((T_k - T_{nl}) + \frac{H_L}{c\rho} \right) \right)}{\left(a c\rho \left(\frac{1}{\theta} \operatorname{tg}(\Psi(t)) - \frac{\partial \Psi(t)}{\partial t} \frac{1}{\cos^2 \Psi(t)} \right) + \beta U_e I_{\partial} \right)}. \end{aligned} \quad (9)$$

Знак модуля определяет значение диаметра капли как положительную величину. Принимая форму капли сферической, её объём будет выражаться следующей зависимостью:

$$\begin{aligned} \Omega &= \left[\frac{\pi}{6} \left(\frac{\lambda \pi d_{\partial}^2 (T_k - T_{nl})}{\left((T_k - T_{nl}) + \frac{H_L}{c\rho} \right)} \right)^3 \right] \times \\ &\times \left[\frac{\pi}{6} \left(\frac{\left(2 - \beta \left((T_k - T_{nl}) + \frac{H_L}{c\rho} \right) \right)}{\left(a c\rho \left(\frac{1}{\theta} \operatorname{tg}(\Psi(t)) - \frac{\partial \Psi(t)}{\partial t} \frac{1}{\cos^2 \Psi(t)} \right) + \beta U_e I_{\partial} \right)} \right)^3 \right]. \end{aligned} \quad (10)$$

Согласно экспериментальным данным работы [11], для диаметра проволоки 1,6÷2,0 мм процесс наплавки будет осуществляться с крупнокапельным переносом в диапазоне токов 190÷550 А при использовании источника питания с пологопадающей ВАХ и 160÷600 А – с комбинированной. Авторы, так же, отмечают важную роль сил действия плазменных потоков и реакции испарения, которые приподнимают каплю над ванной, оттесняя её с оси электрода, и приводят её в беспорядочное колебательное движение. Тогда, если капля окажется ниже взрывающейся шейки, она попадёт в сварочную ванну, если выше – каплю выбросит за пределы ванны.

Таким образом, данный подход осуществления наплавки без короткого замыкания является сложным в реализации и имеет сомнительные выгоды в плане снижения потерь на разбрызгивание.

С другой стороны, в работе [12] показано, что капля на конце электрода будет увеличиваться до тех пор, пока не замкнёт междуготовый промежуток, т. е. причина возникновения коротких замыканий – рост капель, который ограничен только длиной междуготового промежутка. Это обусловлено тем фактом, что, в случае промышленных режимов наплавки (сварки), плотность тока во время горения дуги небольшая, а это даёт возможность рассматривать только 2 силы: силу тяжести и поверхностного натяжения. Однако сила поверхностного натяжения может удерживать каплю диаметром, превышающим диаметр электрода в 3÷5 раз и более.

Таким образом, избежать короткого замыкания невозможно, однако, можно контролировать размер капли и, соответственно, размер перемины, а значит и величину разбрызгивания. Диаметр капли будет равен текущей длине междуготового промежутка и, в случае подвижной станины, определится из выражения:

$$l_{\partial} = l_{\partial n} + a \operatorname{tg}(\Psi(t)) e^{-\frac{t_{\partial}}{\theta}}, \quad (11)$$

где $l_{\partial n}$ [м] – начальная длина дуги при горизонтальном положении станины. При наплавке в CO_2 $l_{\partial n} \leq 4$ мм.

Тогда объём капли будет равен:

$$\Omega = \frac{\pi}{6} \left(l_{\partial n} + a \operatorname{tg}(\Psi(t)) e^{-\frac{t_{\partial}}{\theta}} \right)^3. \quad (12)$$

Частота переноса капель ν [Гц] будет определяться по выражению:

$$\nu = \frac{1}{2t_{\partial} + t_{\text{кз}}}. \quad (13)$$

Двойка определяет время возврата станины в горизонтальное положение, а $t_{\text{кз}}$ – время короткого замыкания.

Пример. Дано: $a = 40$ мм, $\omega = 30$ Гц, $\psi(t) = \omega t_{\partial}$. Тогда уравнение (12) для значений $t_{\partial} \approx 6 \cdot 10^{-4}$ с и $\theta \approx 4 \cdot 10^{-3}$ с примет вид:

$$\Omega = \frac{3,14}{6} \left(0,003 + 0,04 \operatorname{tg} \left(2 \cdot 3,14 \cdot 30 \cdot 6 \cdot 10^{-4} \right) e^{\frac{6 \cdot 10^{-4}}{4 \cdot 10^{-3}}} \right)^3 \approx 17,97 \text{ мм}^3.$$

Диаметр капли будет равен: $d_k = \sqrt[3]{\frac{6 \cdot 17,97}{\pi}} = 3,25$ мм.

При диаметре проволоки в 2 мм и заданных частотных параметрах и начальной длине дуги, перенос будет крупнокапельным.

На кинокадрах, представленных на рис. 3, показаны основные моменты плавления и переноса электродной проволоки, при этом анализируя ряд таких кинокадров с параметрами процесса, показанном в примере, можно чётко зафиксировать, что средний диаметр капель с учётом отклонений от допущенной сферической формы достаточно близок к расчётному.

Применение колебания сварочной ванны с применением данной установки дают возможность регулировать напряжение дуги при сварке порошковой проволокой. Как отмечено в работе [13], при увеличении тока длина дуги увеличивается до 4–6 мм, что обуславливает рост напряжения и, соответственно, скорость плавления сердечника, а это определяет формирование конической формы торца сварочной проволоки, что ведёт к неравномерному формированию по форме и месту на торце капли расплавленного металла. Данный недостаток ведёт к увеличению разбрызгивания и неравномерному формированию валика. Применяя колебания сварочной ванны с помощью вышеописанной установки, можно отработать сварочный режим, при котором плавление проволоки будет происходить равномерно при повышенных токах, что требует проведения серии экспериментов.

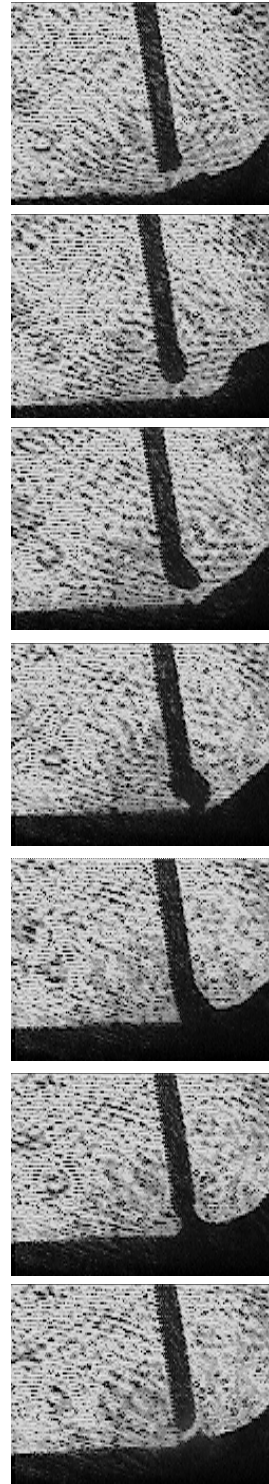


Рис. 3. Характерные моменты формирования и переноса капли электродного металла при сварке с короткими замыканиями

Выводы

1. Рассмотрены различные варианты определения зависимости объёма капли жидкого металла от частотных характеристик колебания сварочной ванны. Показано, что определение данной зависимости с условием

переноса металла в сварочную ванну без замыкания, исходя из концепции равенства скоростей подачи электродной проволоки и её плавления при наплавке в углекислом газе, является труднореализуемой на практике задачей и не приводит к существенному снижению степени разбрызгивания по причине колебания капли на торце электрода, что обусловлено силами действия плазменных потоков и реакции испарения.

2. Получена зависимость объёма капли от частотных характеристик колебания сварочной ванны при коротких замыканиях. Показано, что диаметр капли определяется размером междугового промежутка, который тем больше, чем выше частотные характеристики колебания ванны. Получено выражение для определения частоты переноса капель в сварочную ванну. Приведен пример расчёта.

3. Отмечена перспективность применения данной технологии для наплавки порошковой проволокой, что обусловлено возможностью влиять на напряжение дуги в зависимости от характера плавления торца.

Список литературы

1. Дюргеров Н. Г. О разрыве перемычки между электродом и сварочной ванной / Дюргеров Н. Г. // Сварочное производство – № 3. – 1972. – С. 4–6.
2. Заруба И. И. Электрический взрыв как причина разбрызгивания металла / Заруба И. И. // Автоматическая сварка – № 3. – 1970. – С. 14–18.
3. Особенности формирования структуры сварных соединений при дуговой наплавке с импульсной подачей электродной проволоки / Лебедев В. А., Лендел И. В., Яровицын А. В. и др. // Автоматическая сварка. – 2016. – № 3. – С. 25–30.
4. Сараев Ю. Н. Совершенствование технологических процессов сварки и наплавки на основе методов адаптивного импульсного высокоэнергетического воздействия на характеристики переноса электродного металла и

кристаллизации сварочной ванны / Сараев Ю. Н., Безбородов В. П., Григорьева А. А. // Сварка и диагностика. – 2013. – № 5. – С. 44–47.

5. Управление структурой сварных соединений при орбитальной TIG-сварке технологических трубопроводов компрессорных станций / [Шпилов А. В., Коновалов А. В., Бровко В. В., Полосков С. И.] // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2011. – № 6. – С. 44–52.
6. Ищенко Ю. Л. Плавление электрода и саморегулирование дуги при сварке с периодическими замыканиями дугового промежутка / Ищенко Ю. Л., Дюргеров Н. Г. // Сварочное производство. – № 6. – 1961. – С. 9–12.
7. Дюргеров Н. Г. Причины периодических замыканий дугового промежутка при сварке короткой дугой / Дюргеров Н. Г. // Сварочное производство. – № 9. – 1974. – С. 1–3.
8. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга / Лесков Г. И. – М. : Машиностроение, 1970. – 178 с.
9. Физико-математическая модель системы «источник питания – дуга» для сварки плавящимся электродом в защитных газах / [Гецкин О. Б., Полосков С. И., Ерофеев В. А., Витько О. П.] // Тяжёлое машиностроение. – № 6. – 2008. – С. 18–20.
10. Походня И. К. Теплосодержание капель электродного металла при дуговой сварке в защитных газах / Походня И. К., Суптель А. М. // Автоматическая сварка. – № 2. – 1967. – С. 13–18.
11. Потапьевский А. Г. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего: монография / Потапьевский А. Г., Сараев Ю. Н., Чинахов Д. А. – Томск : Из – во Томского политехнического ун-та, 2012. – С. 56–59.
12. Заруба И. И. Природа коротких замыканий дуги при сварке в углекислом газе / Заруба И. И. // Автоматическая сварка. – № 5. – 1973. – С. 14–17.
13. Походня И. К. Сварка порошковой проволокой / Походня И. К., Суптель А. М., Шлепаков В. Н. – К. : Наукова думка, 1972. – 31 с.

Одержано 22.12.017

Лебедев В.О. Визначення обсягу краплі електродного металу в умовах коливань ванни і електрода при дуговому механізованому зварюванні

Визначені залежності зростання об'єма краплі рідкого металу при наплавленні від частотних характеристик коливання зварювальної ванни. Розглянуті можливості реалізації наплавлення у заданих умовах як з короткими замкненнями дугового проміжку, так і без них, а також із використанням порошкового дроту. Отримані відповідні залежності для об'єма краплі й частоти переносу крапель у зварювальну ванну.

Ключові слова: об'єм краплі, коливання зварювальної ванни, частотні характеристики переносу, наплавлення.

Lebedev V. Determination of the volume of the different drop of electrode metal in the conditions of vibrations of the bath and electrode with arc mechanized welding

The dependences of growth of volume of liquid metal drops during surfacing from the frequency characteristics of the oscillation of the weld pool had been identified. The possibilities of surfacing realization under these conditions both with a short circuits the arc gap and without them, and using the cored wire had been considered. The corresponding dependences for drops volume and frequency of droplet transfer to the weld pool had been received.

Key words: drop volume, oscillations of welding pool, frequency characteristics of transfer, surfacing.

ГИПОТЕЗА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПРИ НАПЛАВКЕ НА ОСНОВЕ ПРИМЕНЕНИЯ ПРОГНОСТИЧЕСКОГО АЛГОРИТМА УПРАВЛЕНИЯ СКОРОСТЬЮ ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ

Рост капли в процессе наплавки плавящимся электродом характеризуется линейной зависимостью изменения тока от времени. Выдвинута гипотеза, согласно которой снижение скорости подачи электродной проволоки до нуля в данном временном промежутке существенно уменьшит потери на разбрызгивание и улучшит формирование наплавочного валика, для реализации чего предложено применение регуляторов с типовым законом регулирования, но не по текущему значению тока дуги, а по прогнозу. Ключевой особенностью данных исследований является осуществление данного процесса наплавки с наложением внешних механических колебаний с заданными амплитудно-частотными характеристиками на сварочную ванну. Приведен аналитический расчёт передаточной функции для прогностического ПИД регулятора с простейшим линейным прогнозом с учётом колебания сварочной ванны.

Ключевые слова: прогностический регулятор, колебания сварочной ванны, наплавка.

Введение

Экспериментально установлено, что в момент роста капли ток в дуге меняется по линейной зависимости. Если в этот период скорость подачи электродной проволоки снизить до нуля, то время существования жидкой перемычки уменьшится в 1,7 раза по сравнению с режимом наплавки с постоянной скорости подачи проволоки. Минимальный ток короткого замыкания снизится на 20 %, что уменьшит не только потери металла на разбрызгивание, но и количество теплоты введённой в основной металл. Частота же импульсов подачи проволоки должна быть близкой или равна частоте переноса капель в сварочную ванну. Обеспечить такой режим подачи электродной проволоки можно применяя систему управления, основанную на автоматических регуляторах.

Анализ последних исследований и литературы

Для осуществления поставленной задачи применяются регуляторы с оптимальными алгоритмами регулирования (ПИ, ПИД, П) параметров технологического процесса [1]. Однако можно существенно повысить эффективность типовых алгоритмов, незначительно видоизменив их таким образом, чтобы регулирование осуществлялось не по текущему значению выходной величины $-I_o(t)$, а по прогнозу [2] $-I_o(t + \tau_{np})$, где τ_{np} – время через которое возникнет ошибка регулирования Δ_{np} .

Прогностический регулятор состоит из 2-х частей – регулятора с типовым законом регулирования $W(p)$ и

передвключённого элемента прогнозирования с передаточной функцией $W_{np}(p)$ или некоторой нелинейной функцией $f(I_o, t)$. Элемент имеет память в которую вводится заданный линейный закон изменения тока дуги $-I_o^o(t) = At + I_o$, где A и I_o заданные постоянные. Определяя значение разности $I_o^o(t) - I_o^{mek}(t)$, где $I_o^{mek}(t)$ – закон изменения текущего значения регулируемой величины, элемент прогнозирования преобразует значение этой разности в сигнал ожидаемой через время τ_{np} ошибки

регулирования $\Delta_{np} = I_o^o(t) - I_o(t + \tau_{np})$, по которой в соответствии с принятым типовым законом формируется регулирующее воздействие

$$\mu = \begin{cases} 0; \varepsilon_{np} = 0; V_{nз} \neq 0 \\ f(t); \varepsilon_{np} \neq 0; V_{nз} = 0 \end{cases}, \text{ где } V_{nз} - \text{ скорость по-}$$

дачи электродной проволоки; $f(t)$ – заданный алгоритм регулирующего воздействия.

Постановка проблемы

Как известно, при наплавки в среде углекислого газа одним из существенных недостатков являются большие потери на разбрызгивание, а при наложении внешних колебаний на расплав сварочной ванны этот недостаток только усиливается. Основной причиной разбрызгивания принято считать взрыв перемычки, что характеризуется некоторой значением силы тока, соединяющей каплю расплавленного металла с торцом проволоки. Тогда, применяя прогностический регулятор, можно задать режим подачи проволоки таким об-

разом, чтобы в период роста капли скорость подачи была равна нулю, а размер капли определялся заданными амплитудно-частотными характеристиками колебания сварочной ванны.

Цель работы

Аналитически определить зависимости времени горения дуги и времени короткого замыкания от заданного закона колебания сварочной ванны, на основе которых может быть задан алгоритм работы прогностического регулятора.

Основная часть

Для тока дуги при для ванны, которая колеблется по заданному закону $\psi(t) = 2\pi f_{\delta} t$, как показано на рисунке 1, где f_{δ} – заданная частота колебания ванны, зависящая от скорости сварки, было получено аналитическое выражением [3]:

$$I_{\delta} = I_{\kappa\zeta} - D l_{\delta}^{\frac{3}{8}},$$

где $I_{\kappa\zeta}$ – ток короткого замыкания, D [А/м] – коэффициент пропорциональности, определяемый экспериментально в зависимости от силы тока сварки, l_{δ} – длина дуги, в условиях внешних колебаний определяемая как [4]:

$$l_{\delta} = \delta e^{-\frac{t_{cp}}{\theta}},$$

где δ – величина превышения длины дуги за счёт колебания, t_{cp} – время саморегулирования дуги, θ [с] – постоянная саморегулирования дуги, а $\delta = atg(2\pi f_{\delta} \tau)$ – амплитуда колебания сварочной дуги.

Здесь a – горизонтальное расстояние от оси колебания до ванны, τ – время горения дуги до короткого замыкания. Тогда для промежутка времени роста капли можно записать:

$$A\tau_{\delta} + I_0 = I_{\kappa\zeta} - D \left(atg(2\pi f_{\delta} \tau_{\delta}) e^{-\frac{t_{cp}}{\theta}} \right)^{\frac{3}{8}}.$$

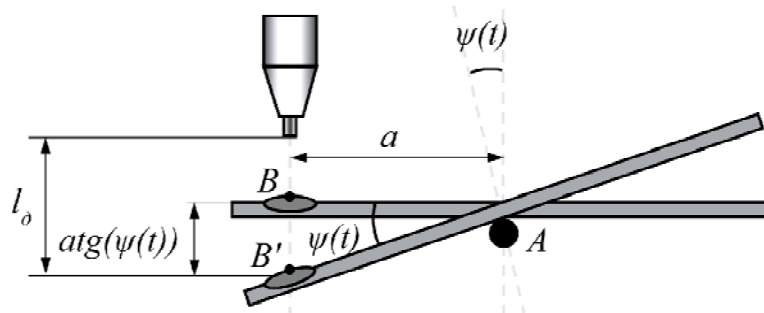


Рис. 1. Схема к пояснению зависимости длины дуги от частотных характеристик колебания сварочной ванны. Здесь

$$\psi(t) = 2\pi f_{\delta} t$$

Откуда можно определить τ_{δ} – отрезок времени горения дуги в течении которого происходил рост капли ($\tau > \tau_{\delta}$), а зависимость тока дуги от времени была линейной $-I_{\delta}(t) = At + I_0$. Данное уравнение относительно τ_{δ} является трансцендентным и может быть решено только приближённо.

С учётом вышеизложенного, для простейшего линейного прогноза передаточная функция в общем виде будет такой: $W_{np}(p) = 1 + p\tau_{np} = 1 + p(\tau_{\delta} + mT)$, где p – комплексная переменная, $T = \tau_{\delta} + \tau_{\kappa\zeta}$ – период горения дуги, где $\tau_{\kappa\zeta}$ – время короткого замыкания, m – любое натуральное число. Время определяется из формулы плотности тока, полученной также аналитически:

$$j = \sqrt{3} \frac{ne_{\delta}\lambda}{atg(2\pi f_{\delta} \tau_{\kappa\zeta}) e^{-\frac{t_{\delta}}{\theta}} K},$$

где j – плотность тока короткого замыкания, n – любое натуральное число, увеличивающееся по мере роста j , e_{δ} – заряд электрона, λ – коэффициент теплопроводности, K – постоянная Больцмана. Откуда:

$$\tau_{\kappa\zeta} = \frac{1}{2\pi f_{\delta}} \arctg \left(\frac{\sqrt{3} ne_{\delta} \lambda}{aje^{-\frac{t_{\delta}}{\theta}} K} \right).$$

Тогда передаточная функция, например, прогностического ПИД регулятора будет представлена таким выражением:

$$W^{np} \text{ ПИД}(p) = W_{\text{ПИД}}(p) W_{np}(p) = k_p \left(1 + \frac{1}{T_{II} p} + T_D p \right) (1 + p(\tau_{\delta} + m(\tau_{\delta} + \tau_{\kappa\zeta}))),$$

где k_p – коэффициент передачи регулятора, T_{II} – постоянная времени интегрирования, T_D – постоянная времени дифференцирования.

Список литературы

1. Ротач В. Я. Теория автоматического управления. Учебник для вузов / Ротач В. Я. – М. : Издательский дом МЭИ, 2007. – 399 с.
2. Пикина Г. А. Реализация принципа управления по прогнозу в автоматических системах регулирования / Пикина Г. А. // Труды XII Всероссийского совещания по проблемам управления (ВСПУ-2014, Москва). – М. : Институт проблем управления, 2014. – С. 200–211.
3. Математическая модель процессов сварки и наплавки с управляемыми изменениями вылета электродной проволоки / [Лебедев В. А., Новиков С. В., Драган С. В., Симутенков И. В.] // Збірник наукових праць НУК. – Миколаїв, 2017. – № 1. – С. 48–54.
4. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. – М. : Машиностроение, 1970. – С. 177–179.

Одержано 26.12.2017

Лебедев В.А., Новиков С.В. Гіпотеза формування структури наплавленого металу при наплавленні на основі застосування прогностичного алгоритму управління швидкістю подачі електродного дроту

Зростання краплі в процесі наплавлення електродом, що плавиться, характеризується лінійною залежністю зміни струму від часу. Висунуто гіпотезу, згідно з якою зниження швидкості подачі електродного дроту до нуля в певному часовому проміжку істотно зменшить втрати на розбризкування і поліпшить формування наплавленого валика, для реалізації чого запропоновано застосування регуляторів за типовим законом регулювання, але не за поточним значенням струму дуги, а за прогнозом. Ключовою особливістю цих досліджень є здійснення процесу наплавлення з накладенням зовнішніх механічних коливань з заданими амплітудно-частотними характеристиками на зварювальну ванну. Наведено аналітичний розрахунок передавальної функції для прогностичного ПІД регулятора з найпростішим лінійним прогнозом з урахуванням коливання зварювальної ванни.

Ключові слова: прогностичний регулятор, коливання зварювальної ванни, наплавка.

Lebedev V., Novikov S. Hypothesis of formation of the structure of surfaced metal at the surface based on the application of the prognostic algorithm for controlling the speed of electrode wire

The growth of a drop in the process of surfacing by a consumable electrode is characterized by a linear dependence of the current change on time. A hypothesis has been put forward, according to which a reduction in the feed rate of the electrode wire to zero in this time interval will substantially reduce the spraying loss and improve the formation of the surfacing roller. For the implementation of which the use of regulators with a typical law of regulation is proposed, but not according to the current value of the arc current, but according to the forecast. A key feature of these researches is a realization given surfacing process with the imposition of external mechanical oscillations with specified amplitude-frequency characteristics on the welding bath. Analytical calculation of the transfer function for the prognostic PID regulator with the simplest linear prediction taking into account the oscillation of the weld pool is given.

Key words: prognostic regulator, welding pool oscillations, surfacing.

IV МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК. 681.865.8

Канд. техн. наук Л. М. Мартовицький, канд. техн. наук А. І. Сочава,
канд. техн. наук В. І. Глушко, канд. фіз.-мат. наук З. М. Шаніна,
Г. В. Клименко, Р. О. Фролов

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

РОЗШИРЕННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНОСТІ ПРОМИСЛОВИХ РОБОТІВ

Функціональні можливості наявних та нових промислових роботів можна розширити за рахунок заміни старої системи керування із «жорсткою» логікою – сучасною, на базі мікроконтролерів, а також додаванням до маніпуляційної системи інших технологічних можливостей: виміру ваги та температури об'єкта маніпулювання, підвищення точності позиціювання та жорсткості маніпуляційної системи конструкційними методами, розширення рухомості за принципом «безопорності» робота.

Ключові слова: промисловий робот, функціональність, мікроконтролерне керування, тензодатчики, термопара, безопорний маніпулятор.

Сучасні автоматизовані виробництва вимагають високого рівня функціональності від виконавчих та обслуговувальних органів, машин та пристосувань якщо не на рівні, то близько до функціональності людини. Ці вимоги стосуються як високої рушійної функціональності так і інтелектуальної розвиненості машин. Особливо все це актуально щодо допоміжних виробничих операцій, таких як: транспортні, завантажувально-розвантажувальні, тарно-пакувальні, складські та ін. Ці операції, на відміну від основних технологічних операцій, є малоавтоматизованими та високозатратними.

Одним із засобів автоматизації виробництва є роботизація, тобто автоматизація процесів за допомогою промислових роботів (ПР). Функціонально розвинені роботи із штучним інтелектом та з елементами чутливості добре відповідають умовам високоавтоматизованого сучасного виробництва, але вони є висококоштовними виробами. В умовах економічної кризи, навіть у високорозвинених країнах, основним економічним напрямом є економія ресурсів та затрат, що відповідає тотальній концепції отримання максимальної користі при мінімальних капітальних вкладеннях. Тобто роботизація мінімальними та простими засобами, за допомогою наявних дешевих та простих промислових роботів, якими є роботи типу МП-9С, з певним рівнем реконструкції, є одним з найбільш виправданим напрямом автоматизації виробництва.

В ковальській справі є потреба в безпечному для людини вивантажуванні простими засобами з нагрівальної печі заготовок, розігрітих до певної температури для здійснення подальших технологічних операцій. Для цього потрібно контролювати гарантоване захоплення заготовки схоплювачем ПР та здійснювати досить точний контроль температури заготовки. Таким простим та де-

шевим засобом з високим рівнем автоматизації є промисловий робот МП-9С.

Простота конструкції цього маніпулятора та його висока експлуатаційна надійність визначили його широке використання у виробництві. Але з роками поруч із надійною та простою в обслуговуванні механічною частиною маніпулятора морально застарів електронно-цифровий програмний пристрій ЕЦПП-6030, що побудований на базі мікросхем із «жорсткою» логікою та призначений для керування тільки рухами ланок маніпуляційної системи (МС), тому перш за все слід реконструювати стару систему керування за допомогою програмованих мікроконтролерів МП-9С з мікроконтролерним керуванням AVRATmega R20 (рис. 1).

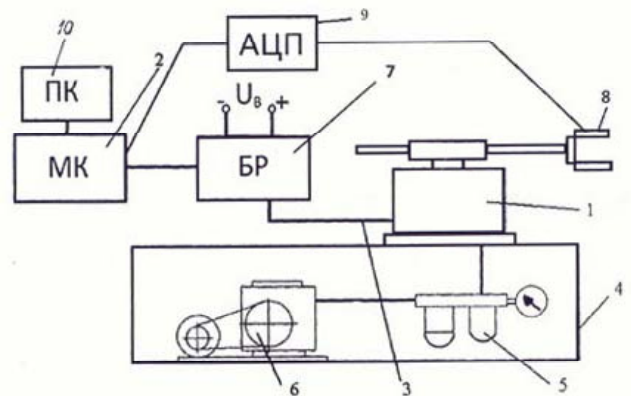


Рис. 1. Принципова схема роботи МП-9С з мікроконтролером:

1 – маніпулятор; 2 – мікроконтролер; 3 – з'єднувальний кабель; 4 – станина; 5 – повітряний фільтр; 6 – компресор; 7 – блок реле; 8 – схоплювач з тензодатчиками та термопарою; 9 – аналого-цифровий перетворювач (НХ711 та МАХ6675); 10 – ПК – персональний комп'ютер

Робот складається із маніпулятора з пневмоприводами та електронно-цифровим програмувальним пристроєм ЕЦПІ-6030 з цикловою системою керування. Робот функціонує в циліндричній системі координат, має три ступені рухомості та привід відкривання схоплювача. Максимальна похибка позиціонування складає $\pm 0,1$ мм. Максимальна ємність програм дорівнює 30 крокам, які виконуються послідовно.

Маніпулятор приводиться в рух за допомогою семи електропневматичних клапанів. Кожний рух здійснює відповідний пневмоциліндр, окрім замикаання схоплювача. Замикаання схоплювача маніпулятора відбувається за допомогою пружини. Для перемикаання електроклапанів використовується постійний струм напругою 24 В, а живлення мікроконтролера – 5 В. Тому для управління електроклапанами було використано блок із 7 електромагнітних реле низької напруги. Керівні сигнали від мікроконтролера по черзі вмикають відповідні електромагнітні реле, що замикають ланцюг живлення від зовнішнього джерела на 24 В.

Як мікроконтролер була використана готова плата Arduino Nano на базі ATmega328 через ряд переваг:

- компактність, розміри плати дозволяють розмістити її в середині корпусу маніпулятора;
- наявність досить великого числа цифрових виходів, що дає можливість під'єднати велику кількість датчиків та реле;
- вбудований завантажувач програм;
- проста та розповсюджена мова програмування C++.

Для програмування мікроконтролера використовується середовище розробки Arduino, після чого циклова програма завантажується з комп'ютера на мікроконтролер. Оскільки всі елементи керування під'єднані паралельно, а живлення електропневматичних клапанів береться із зовнішнього джерела, залишається можливим керувати маніпулятором як від ЕЦПУ – 6030, так і від мікроконтролера.

Для створення функцій чутливості в пальцях (губках) схоплювача змонтовано тензодатчики, що допомагає визначити наявність об'єкта маніпулювання в схоплювачі та визначити його вагу. Крім того, тут же змонтовано гарячий спай стандартної хромель-алюмінієвої термопари, що дозволяє при контакті з розжареною заготовкою в схоплювачі визначити її температуру (рис. 2).

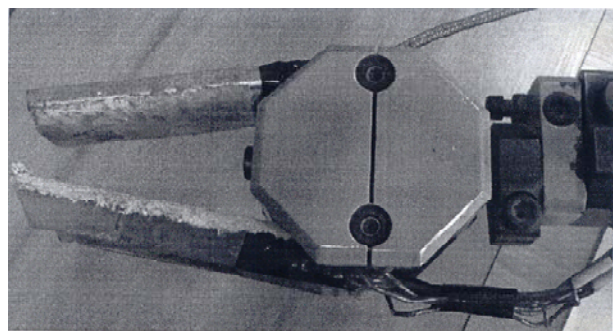


Рис. 2. Схоплювач з тензодатчиками та термопарою

Пропонується маніпулятор ПР, в якому функціональними перевагами є та підвищена жорсткість та точність позиціонування. Маніпулятор (рис. 3) включає в себе основу 1, функціональні ланки, виконані у вигляді ексцентрикових платформ 2–4. Двигуни 5–7 та зубчасті передачі 8–13 слугують для забезпечення обертання платформ. Платформи з'єднанні між собою та з основою круговими рухомими опорами кочення 14–16. Захоплювач 17 прикріплений до внутрішньої платформи з можливістю ротації від двигуна 18 через зубчасту передачу 19–20 та поздовжнього переміщення від двигуна 21 через конічну 22–23 та рейкову 24–25 зубчасті передачі.

Поздовжнє переміщення схоплювача, тобто позиціонування його в перпендикулярному до платформ напрямку, здійснюється від двигуна 21 через конічну 22–23 та рейкову 24–25 зубчасті передачі.

Маніпулятор працює таким чином. При подачі сигналу на обробку ексцентрикові платформи 2, 3, 4 отримують обертальний рух від відповідних двигунів через зубчасті пари 8–9, 10–11, 12–13. Платформи обертаються відносно основи 1 і одна відносно одної. Оскільки платформи 2 та 3 мають ексцентриситети e_1 та e_2 , а схоплювач прикріплений до платформи 4 із своїм ексцентриситетом e_3 , то обертання платформ призводить до переміщення (позиціонування) схоплювача 17 по площині.

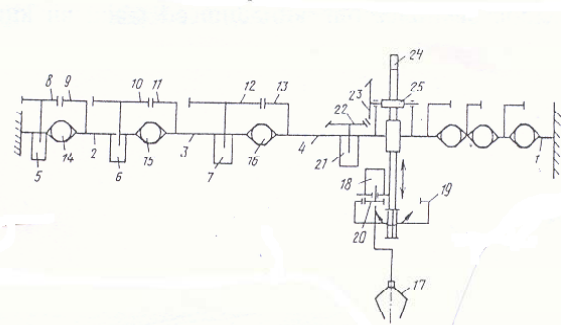
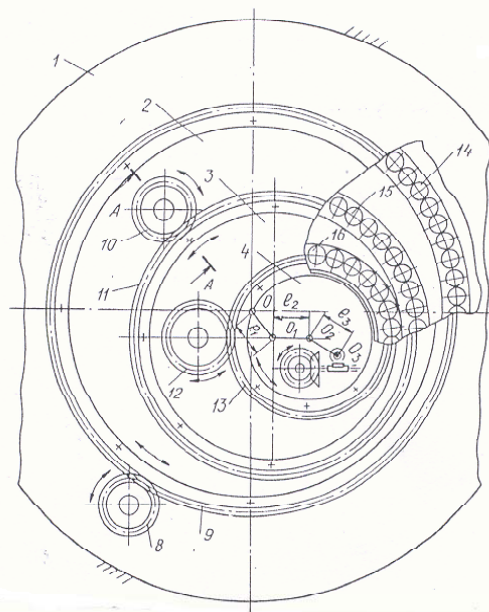


Рис. 3. Маніпулятор з ексцентричними взаємно-рухомими платформами

Застосування функціональних ланок у вигляді ексцентричних повноповоротних платформ дозволяє підвищити технологічні можливості, точність позиціонування маніпулятора, за рахунок повної робочої зони та зменшення дискрет позиціонування по відношенню до дискрет обертання платформ, тобто похибок позиціонування схоплювача. Крім того, з'єднання ланок круговими рухомими опорами забезпечує статичну жорсткість на схоплювачі, що додатково збільшує точність позиціонування.

У широковідомого шарнірно-ланкового маніпулятора можливо збільшити точність позиціонування за рахунок підвищення жорсткості в динамічних режимах. Реконструйований маніпулятор у витягнутому та складеному положенні зображено на рис. 4. Маніпулятор включає основу 1 та виконавчі ланки 2–4, які зв'язані між собою обертальними парами 5–7. Кожна ланка має основні автономні приводи 8–10 їх відносного обертання, а також забезпечені схоплювачами 11–13 відповідно.

Схоплювачі виконані з можливістю ротації від приводів 14–16 та додаткових поступальних переміщень від приводів 17–19 перпендикулярно осі попередньої ланки. На основі 1 маніпулятора може бути встановлено висувні або інші тимчасові опори 20 для можливої фіксації на них схоплювачів 11–13.

Маніпулятор працює таким чином. Виконавчі ланки 2–4 повертаються на основі 1 та відносно одне одного, від приводів 8–10 та поступально переміщуються від додаткових приводів 17–19. Схоплювачі 11–13, які встановлені на кожній ланці, мають можливість ротації від приводів 14–16. Будь-який із схоплювачів може взяти та перемістити об'єкт 21 або зафіксуватися на висувній тимчасовій опорі 20.

Завдячуючи останньому, жорсткість маніпулятора зростає та підвищується точність позиціонування. Застосування одночасно декількох схоплювачів також підвищує продуктивність промислового робота.

Подальше розширення технологічної функціональності промислових роботів може рухатися в напрямку відмови від традиційних нерухомих опор – стійок в бік безопорних маніпуляторів (рис. 5). Схоплювачі 11–15 утримуються на тимчасових опорах, як на стійках. Схоплювачі 13, 16 здійснюють переміщення об'єктів-вантажів 29, 30. Тимчасові опори можуть бути змінними, переносними, стаціонарними або висувними. Переносні опори служать «ногами» при пересуванні маніпулятора. Маніпулятор може також пересуватися спираючись на систему нерухомих опор, конфігурація розміщення яких визначить траєкторію руху маніпулятора.

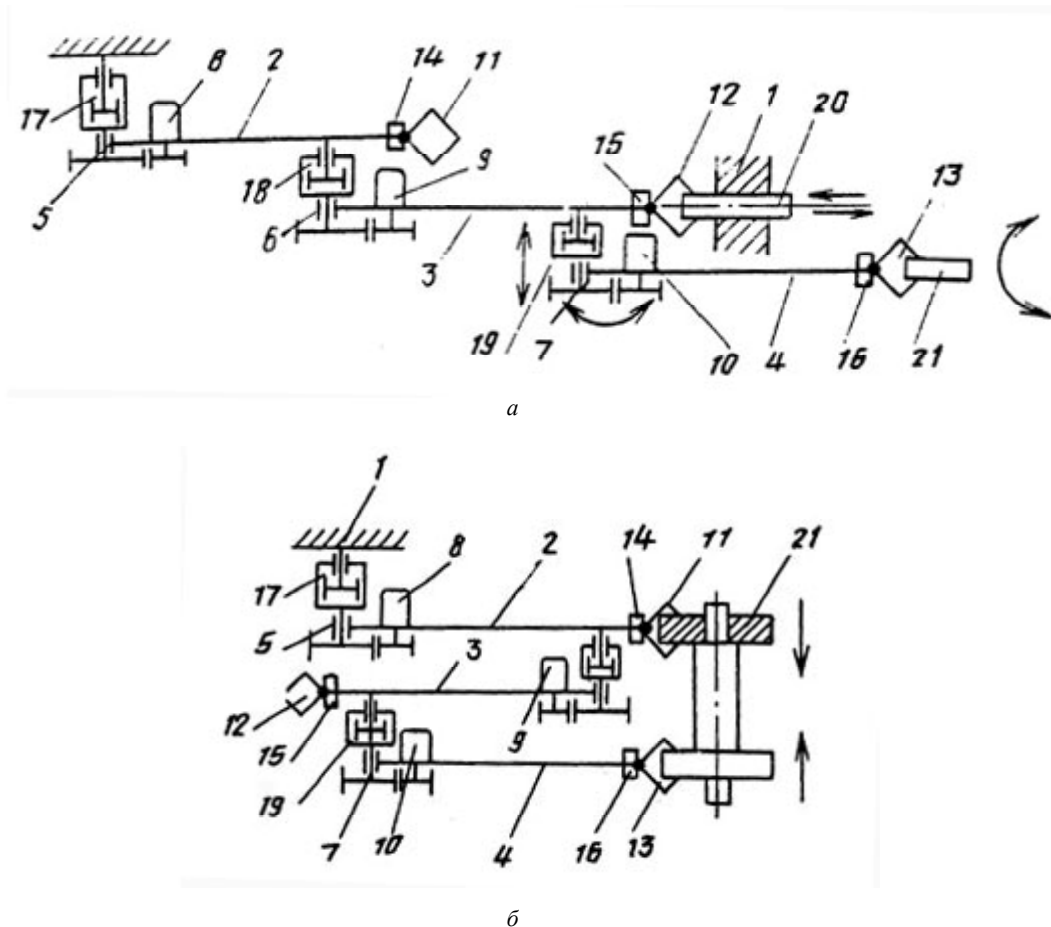


Рис. 4. Реконструйований шарнірно-ланковий маніпулятор у витягнутому а) та складеному б) положеннях

Список літератури

1. Механика промышленных роботов : Учеб. пособие для вузов : В 3 кн. / Под ред. К. В. Фролова, Е. И. Воробьева. – М. : Машиностроение, 1987.
2. Современные промышленные роботы : Справочник. – М. : Машиностроение, 1984. – 149 с.
3. Козырев Ю. Г. Промышленные роботы. Справочник / Козырев Ю. Г. – М. : Машиностроение, 1983 – 375 с.
4. А.с. СССР №1493457 SU A1, B25J 9/00, 11/00, 4.05.1987 Мартовицкий Л. М., Быков В., Кичаев Ю. П., Федерякин И. А., Трубачев В. Г., Стебницкий А. В. Манипулятор.
5. А.с. СССР №1364468 SU A1, B25J 11/006 09/06, 1986 г. Мартовицкий Л. М., Аль Зейр Фарид Махмуд. Манипулятор.
6. А.с. СССР №1613317 SU A2, B25J 9/00, 11/00, 05.11.1988. Мартовицкий Л. М., Аль Зейр Фарид Махмуд, Ковтун А. Е. Манипулятор.

Одержано 22.12.2017

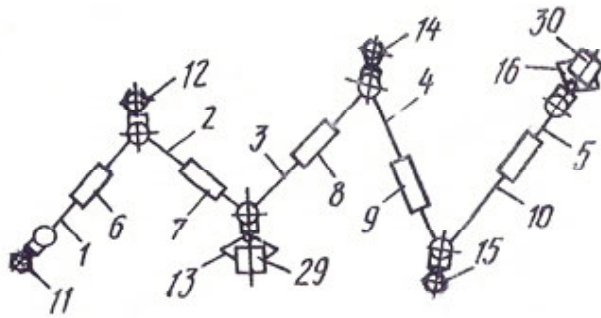


Рис. 5. Схема безопорного манипулятора

Висновок

Відповідний рівень функціональності промислових роботів може бути досягнуто не тільки розробкою та виготовленням нових промислових роботів вищих рівнів, що є висококоштовним та високозатратним заходом, а й шляхом реконструкції та оснащення додатковими пристроями наявних роботів і заміною старих систем керування із «жорстким» програмуванням сучасними мікроконтролерами.

Мартовицкий Л.М., Сочава А.И., Глушко В.И., Шанина З.М., Клименко А.В., Фролов Р.А. Расширение функциональности промышленных роботов

Функциональные возможности существующих и новых промышленных роботов можно расширить за счет замены старой системы управления с «жесткой» логикой – современной, на базе микроконтроллеров, а также добавлением в манипуляционную систему других технологических возможностей: измерения веса и температуры объекта манипулирования, повышение точности позиционирования и жесткости манипуляционной системы конструктивными методами, расширение подвижности по принципу «безопорности» робота.

Ключевые слова: промышленный робот, функциональность, микроконтроллерное управление, тензодатчики, термопара, безопорный манипулятор.

Martovitskyi L., Sochava A., Glushko V., Shanina Z., Klimenko A., Frolov R. Expansion of the functionality of industrial robots

The functionality of existing and new industrial robots can be expanded by replacing the old control system with «hard» logic-modern, based on microcontrollers, and adding to the manipulation system other technological capabilities: measuring the weight and temperature of the manipulation object, increasing the accuracy of positioning and rigidity of manipulation systems by constructive methods, expansion of mobility by the principle of «robustness» of the robot.

Key words: industrial robot, functionality, microcontroller control, strain gauges, thermocouple, unsupported manipulator.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ОСОБЕННОСТИ КОНЦЕВОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ СЛОЖНО-ПРОФИЛЬНЫХ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Введение

Taylor – автор первого крупного труда по металлообработке «Искусство резания металлов» [1] так отозвался о проблеме устранения колебаний: «Вопрос относительно возникновения дрожания резцов представляется самым тонким из всех, с которым приходится иметь дело рабочему». Наиболее остро эта проблема возникает в случаях необходимости увеличения продуктивности обработки, при резании труднообрабатываемых сталей и сплавов, а также при недостаточной жесткости одной из составляющих системы станок–инструмент–приспособление–заготовка (СПИЗ).

Вибрации при резании металлов долгое время считались вынужденными колебаниями [2]. Впервые опроверг такую трактовку Дроздов Н. А. в 1937 г. Он опубликовал работу [3], в которой показал, что частота вибраций неизменна в широком диапазоне скоростей резания. На основании этого он пришел к выводу, что вибрации, порождаемые процессом резания, следует считать автоколебаниями.

Автоколебания принято разделять на первичные, возбуждаемые при первом проходе инструмента, и вторичные, возникающие при резании по волнистому следу.

Первичное возбуждение автоколебаний обусловлено воздействием совокупности нескольких взаимосвязанных причин, при этом одна или две из них доминируют в зависимости от условий процесса резания. Причины первичных автоколебаний рассмотрены в работах [4–12 и др.].

Для процессов фрезерования отдельно выделяют следующие причины: периодические импульсные нагрузки в технологической системе (ТС) при входе и выходе зубьев из заготовки и изменение силы резания по величине в пределах длины контакта зуба фрезы с заготовкой [13].

Вторичные причины возбуждения автоколебаний вызваны волнистостью на поверхности резания, оставшейся при предыдущем проходе инструмента. При этом, если существует сдвиг фазы колебаний, наблюдается периодически изменяющаяся толщина стружки, и, соответственно, сила резания. Данные колебания называют регенеративными автоколебаниями (в англоязычной литературе – «regenerative chatter»).

В 1937 г. Дроздов Н.А. [3] впервые показал важную роль следа на поверхности заготовки в поддержании автоколебаний. Исследования 40...50-х годов, проведенные Кашириным А. И. [14], Соколовским А. П. [15], Амосовым И. С. [16], Ильницким И. И. [13], Кучмой Л. К. [8] также показали большое значение регенерации для поддержания автоколебаний. Амосов И. С. [16], Ильницкий И. И. [13], Решетов Д. Н. и Левина З. М. [18]. писали, что вторичное возбуждение следа обеспечивает 85 % энергии возбуждения автоколебаний.

В середине 50-х годов исследования Кудинова В. А. [7], Tlustý J. [19] и др., Tobias S. A., Fishwick W. A. [20] позволили использовать понимание физической сущности регенеративного возбуждения автоколебаний при создании теории для определения стабильных условий обработки.

Основные принципы регенеративной теории устойчивости (в англоязычной литературе «regenerative theory») были разработаны Tobias S. A. [22] и Tlustý J. [23], которые изучали взаимодействие динамики структуры системы станка и динамики процесса резания. Они определили явления регенерации и координатную связь как основной механизм автоколебаний при обработке. Merritt H. E. [24] предложил использование явления регенерации и законов укладки волн на поверхности резания, возникших вследствие автоколебаний, для определения устойчивости ортогонального точения. Данный подход был в дальнейшем развит большим количеством исследователей и послужил источником для разработки основ расчета так называемых лепестковых диаграмм устойчивости (в англоязычной литературе «stability lobe diagram»), которые в настоящее время широко используются для определения максимально возможной осевой глубины резания (границы устойчивости) при наибольшей частоте вращения шпинделя. Данный подход был разработан для точения, хотя автоколебания возникают при большинстве процессов металлообработки. С развитием лепестковых диаграмм они стали использоваться и для других операций, в том числе и для фрезерования. Tlustý J. [25] и Tlustý J., Ismail F. [26] провели детальный анализ устойчивости фрезерования, основанной на теории регенеративных автоколебаний. В дальнейшем в алгоритме расчета устойчивости при фрезеровании был учтен тот факт, что данный вид обработки имеет прерывистый характер приложения силы резания, связанный со входом и выходом зубьев [27–29].

Особенным случаем при фрезеровании является обработка с малыми радиальными и осевыми глубинами, характерная для случая фрезерования тонкостенных деталей. При этом, как отметил Davies M. A. [30] (1998 г.), допущения традиционной регенеративной теории становятся неверными, так как при условии периодической потери кон-

такта между инструментом и деталью наблюдается удвоение количества лепестков в диаграмме устойчивости, по сравнению с классической теорией, где максимальная устойчивость обработки достигается при целых фракциях частот собственных колебаний наименее жесткой моды системы.

В отличие от операций точения, которые характеризуются одной частотой автоколебаний в соответствии с бифуркацией Хопфа автономных систем, операции фрезерования характеризуются параметрическими колебаниями и представляют несколько частот вибраций [31] (зубцовая частота имеет бесконечно много высших гармоник). В связи с этим происходит появление дополнительных зон устойчивости, связанных с удвоением периода или бифуркацией флипа [32]. Изучению данного явления посвящены работы [33, 34 и др.]. Для расчета стабильности при таких условиях обработки наиболее точными считаются многочастотный метод (Budak E., Altintas Y. [36] и Merdol S., Altintas Y. [34]) и метод полудискретизации [37]. Методы имеют хорошую согласованность и дают близкие результаты [34].

Таким образом, как зарубежные, так и отечественные литературные источники свидетельствуют о том, что причиной возникновения вибраций при металлообработке являются автоколебания. Эти выводы сформированы на основании большого количества исследований и на протяжении длительного временного интервала. Общая концепция была сформулирована много десятилетий назад, однако, является общепринятой и актуальной и по сей день.

За последние несколько десятилетий процессы металлообработки претерпели значительное изменение, вызванные появлением и последующим бурным развитием станков с ЧПУ с большим количеством степеней свободы рабочих органов, потребностью в изготовлении легких, прочных, монолитных деталей сложной формы. Стоит отметить, что эволюция металлообработки сей час находится в активной фазе. Производство нуждается в изготовлении узлов большего размера, с меньшим количеством сборочных единиц, с более сложной геометрической формой поверхностей и из более прочных, а значит – и труднообрабатываемых, материалов.

Одним из ключевых моментов в истории станкостроения является появление высокоскоростных шпинделей, которые изменили цели и задачи исследования процессов резания, а также концепцию проектирования технологических операций в целом. Так, если ранее стремились к повышению производительности (1) путем увеличения площади сечения стружки (a_p и a_e), то основополагающей задачей на данный момент является покорение новых, более высоких скоростей резания, что в свою очередь позволяет увеличить минутную подачу ($S_{мин}$) и, следовательно, производительность:

$$Q = S_{мин} a_e a_p, \quad (1)$$

где a_p – осевая глубина, мм; a_e – радиальная глубина, мм; $S_{мин}$ – минутная подача, мм/мин.

Одной из наиболее распространенных технологических операций является сферическое или торовое концевое фрезерование, которое позволяет изготавливать как сложно-профильные детали, так и обеспечивать формообразование поверхности, присущее другим видам фрезерной обработки. Снятие припуска при этом осуществляется радиусной или переходной частью режущей кромкой. Особенностью данного вида обработки является низкая осевая глубина, которая лимитирована геометрической формой детали. Реализация сложно-профильного фрезерования стала возможной именно благодаря современным станкам с ЧПУ, а скоростные шпиндели обеспечили его высокую популярность, придав этому процессу конкурентоспособную производительность.

Целью данной статьи является рассмотрение процесса концевого фрезерования сложно-профильных тонкостенных деталей, выявление отличий данного процесса обработки от классического концевого фрезерования, определение факторов, влияющих на качество обработки, а также разработка методики исследования, основанной на учете особенностей такого вида фрезерования.

Сравнение классического и сложно-профильного фрезерования тонкостенных элементов деталей

Наиболее востребованы тонкостенные детали в авиакосмической и автомобильной промышленности. Как правило, такие детали работают при высоких динамических и центробежных нагрузках и выполняют задачи по перераспределению жидкости или газа. Примером тонкостенных компонентов являются лопатки осевого или центробежного колеса ГТД, лопатки компрессора ГТД, крыльчатка турбины и т.д. В большинстве случаев их изготовление осуществляется при одновременной пяти осевой обработке сферическими фрезами.

Как уже упоминалось выше, осевая глубина при фрезеровании сложно-профильных поверхностей ограничена ее геометрическими характеристиками. В случае обработки тонкостенных элементов к этому ограничению добавляется и относительно малые радиальные глубины. Таким образом, процесс обработки осуществляется с малым радиальным и осевым врезанием инструмента (рис. 1), что приводит к уменьшению дуги контакта фрезы и заготовки до значений меньших, чем шаг зубьев. Вследствие этого резание приобретает прерывистый характер (в англоязычной литературе – «interrupted machining»). То есть снятие припуска каждым зубом фрезы чередуется со свободным движением детали и инструмента. Процесс свободного движения предложено называть – холостым ходом.

Ввиду описанных выше факторов при фрезеровании сложно-профильных тонкостенных деталей сила резания существует периодически (рис. 2). Кроме существования холостого хода такое явление накладывает дополнительные

особенности. Несмотря на то, что при классическом фрезеровании сила резания (F) принимает большие значения, что связано с большим сечением стружки, при фрезеровании тонкостенных деталей величина изменения силы (ΔF) выше. Таким образом, импульсные нагрузки на тонкостенную деталь, а соответственно и значение динамической составляющей вынуждающей силы больше при прерывистом резании. Кроме того, обработка тонкостенных деталей не допускает возможности достижения безвибрационного резания, когда в зацеплении с припуском находится одинаковая длина активной режущей кромки [38, 39].

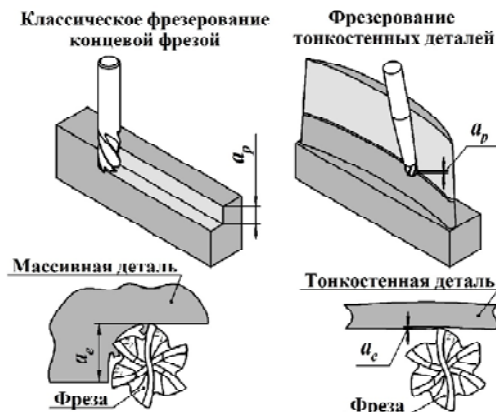


Рис. 1. Общая концепция радиальных и осевых глубин при классическом и сложно-профильном концевом фрезеровании тонкостенных деталей

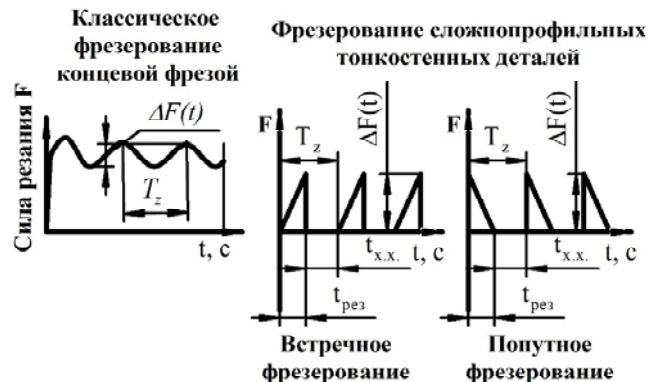


Рис. 2. Изменение во времени силы резания при классическом и сложно-профильном концевом фрезеровании тонкостенных деталей

В 1978 году Tlusty J. [40] была предложена замкнутая автоколебательная система для процесса резания, детали и инструмента (рис. 3), которая лежит в основе расчета «границы устойчивости обработки» согласно «регенеративной теории». Действительно, для случая точения или классического фрезерования колебательная система детали и/или инструмента находится в постоянном взаимодействии с процессом резания, что и обеспечивает автоколебательный процесс.

Для случая фрезерования тонкостенных деталей описанная выше схема не может быть применима, так как она имеет место исключительно в момент резания, который периодически сменяется свободным движением детали. Следовательно, система СПИЗ в зависимости от углового положения инструмента является или замкнутой, или разомкнутой.

Стоит отметить, что формирование установившегося автоколебательного процесса при резании требует определенного времени настройки системы. В случае операции точения или классического фрезерования – это время является незначительным, по сравнению со временем обработки. При рассмотрении же фрезерования тонкостенных деталей, где малая длина контакта инструмента с деталью сочетается с высокими скоростями вращения фрезы и всегда процесс резания является прерывистым, существование установившегося автоколебательного процесса требует проверки, которая будет представлена в четвертой части данной работы.

Таким образом, фрезерования сложно-профильных тонкостенных поверхностей имеет существенные отличия от классического фрезерования, так как представляет собой прерывистый процесс обработки.

Стенд для изучения процесса фрезерования сложно-профильных тонкостенных деталей

Для изучения процесса фрезерования сложно-профильных тонкостенных деталей предложен стенд, изображенный на рис. 4. Детальная информация о конструкции стенда изложена в работах [41, 42]. Захватное устройство представляет собой массивное основание, которое устанавливается на столе фрезерного станка через электроизоляцию, и служит для надежного крепления упругого элемента (тонкостенной пластины). На пластине жестко закрепля-

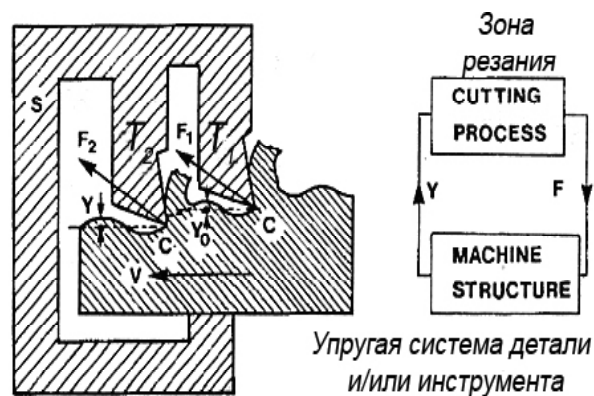


Рис. 3. Процесс резания, система станка и инструмента в замкнутой автоколебательной системе, предложенные Tlusty J.

ется обрабатываемый образец. При фрезеровании, в результате действия силы отжима со стороны фрезы, происходит перемещение образца, величину которого измеряют датчиком перемещения по изменению зазора – Δ .

Конструкция стенда была доработана системой измерения условий контактирования инструмента с деталью [43, 44]. К измерительному стенду подводится низковольтный источник питания. При контакте зуба фрезы с обрабатываемым образцом электрический сигнал передается через подвижный токосъемник на АЦП. Запись сигнала с токосъемника и сигнала перемещения образца осуществляется одновременно, что дает возможность их высокоточного совмещения (рис. 2).

Система измерения наличия контакта между фрезой и инструментом является принципиальным элементом экспериментального стенда для изучения процесса прерывистого резания, так как позволяет разделять осциллограмму колебания детали на процесс резания и холостой ход.

Анализ колебания детали предложено производить в масштабе одного цикла фрезерования (рис. 5). Время одного цикла состоит из времени резания – $\tau_{рез}$, в течение которого происходит удаление припуска и времени холостого хода $\tau_{х.х.}$, в течение которого, очередной зуб подходит к точке врезания в деталь. Во время резания – $\tau_{рез}$ деталь

отклоняется под действием силы отжима – $P_{ом}$, а во время холостого хода деталь совершает свободные затухающие колебания. Для данных условий обработки можно наблюдать присутствие автоколебаний в процессе резания. Это связано с относительно низкой скоростью резания, что обеспечивает возможность системы совершить несколько автоколебательных циклов за время срезания припуска. Хотя столь низкая скорость резания скорее является искусственной для обработки тонкостенных деталей, она позволяет исследовать явление автоколебаний при прерывистом резании. Стоит отметить, что при увеличении частоты вращения шпинделя количество регенеративных волн на поверхности резания уменьшается до их полного исчезновения. В связи с малой дугой контакта инструмента с деталью высокоскоростное фрезерование тонкостенных деталей происходит в условиях, когда система не успевает совершить даже одно автоколебание за время резания.

Статистические данные экспериментального теста формируются накоплением и усреднением информации о каждом цикле фрезерования в течении всей обработки. Данная процедура осуществляется с помощью разработанных авторами программных продуктов.

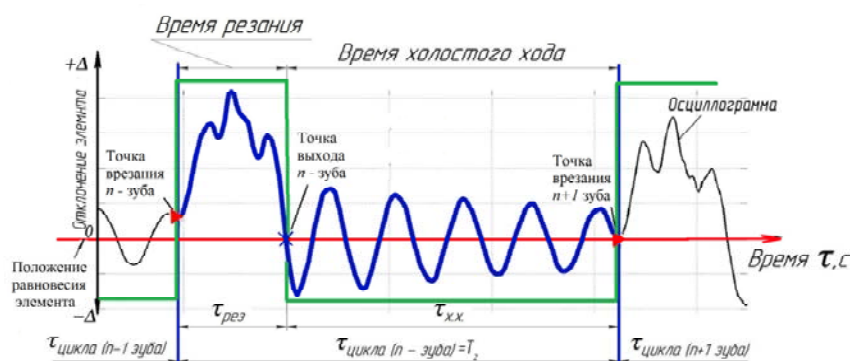


Рис. 5. Фрагмент осциллограммы колебания детали
($n = 710$ об/мин, $h = 6$ мм, $D_{фр} = 20$ мм, $z = 3$, ЧСК $f = 560$ Гц, жесткость $j = 992410^3$ Н/м, попутное фрезерование)

Автоколебания при фрезеровании сложно-профильных тонкостенных деталей

Как упоминалось выше течение или классическое фрезерование сопровождается установившимся автоколебательным процессом. В зависимости от модальных характеристик элементов системы СПИЗ, а также режимов резания, уровень автоколебаний может принимать большие или меньшие значения, однако автоколебания всегда имеют место. В случае прерывистого резания автоколебательный процесс требует дополнительного рассмотрения.

Для этого была проведена серия экспериментальных тестов (условия проведения эксперимента представлены в табл. 1), в которых определяли частоту автоколебаний детали.

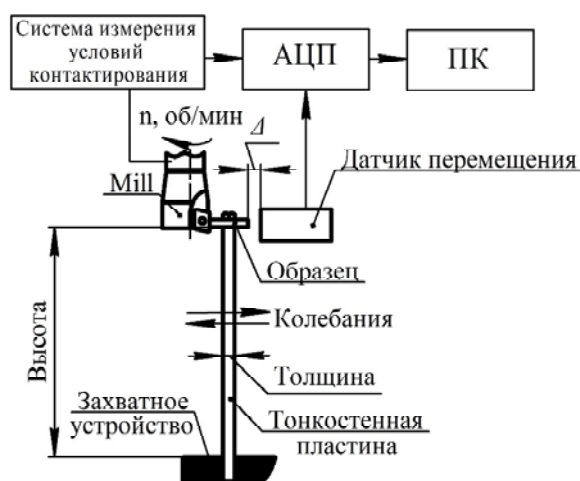


Рис. 4. Экспериментальный стенд для изучения высокоскоростного фрезерования тонкостенных деталей

Таблиця 1 – Условия проведения экспериментальных исследований

Характеристики пластины	ЧСК, Гц	Коэффициент демпфирования, ξ	Жесткость j , Н/м	Частота вращения шпинделя n , об/мин	Режимы резания	Характеристики инструмента
$L = 80$ мм, $B = 60$ мм, $h = 4$ мм, сталь 65Г (HRC 60)	264	0,03	228×10^3	от 224 до 1800	$S_z = 0,05$ мм/зуб, $a_p = 2$ мм, $a_e = 0,5$ мм	$D_{фр} = 20$ мм, $z = 3, \gamma = 6^\circ$; $\alpha = 11^\circ$; $\lambda^\circ = -10^\circ$; JC8050

Методика измерения показана на рис. 6 и заключается в определении периода и вычислении частоты автоколебаний для каждой волны, определении средней частоты для каждого процесса срезания припуска и для всей обработки в целом. Таким образом, данная методика позволяет определить, как изменяется частота автоколебаний в процессе срезания припуска, так и для всей обработки, а также при изменении условий обработки. Такой подход является более полным и достоверным источником информации для данных целей, нежели использование быстрого преобразования Фурье. В качестве проверки проводится дополнительное измерение частоты собственных колебаний (ЧСК) во время свободного движения детали. Методика реализуется с помощью разработанных авторами программных продуктов.

Результаты исследования (рис. 7) показывают, что с увеличением частоты вращения шпинделя частота автоколебаний существенно уменьшается (до 2-х раз). Кроме этого, отмечено, что частота автоколебаний изменяется в процессе обработки и даже при срезании припуска (до 30 %). Также изменение частоты автоколебаний наблюдали при изменении направления подачи. Достоверность измерения подтверждается неизменной ЧСК детали при каждом экспериментальном тесте. Такие данные свидетельствуют о том, что автоколебательный процесс находится в состоянии поднастройки, и столь малого времени резания недостаточно для формирования установившихся автоколебаний. В первую очередь, это накладывает существенные трудности для аналитического расчёта данного параметра, а во-вторых показывает невозможность применения закономерностей, установленных при классическом фрезеровании, для случая прерывистого резания.

Вырождение регенеративных волн с поверхности резания наблюдали при частоте вращения шпинделя $n = 1800$ об/мин для встречного фрезерования и при $n = 1400$ об/мин для попутного.

Следует отметить, что момент вырождения волн с поверхности резания зависит от большого количества факторов, среди которых наиболее весомыми являются: ЧСК инструмента и детали, характеристики системы СПИД, режимы резания и геометрия инструмент.

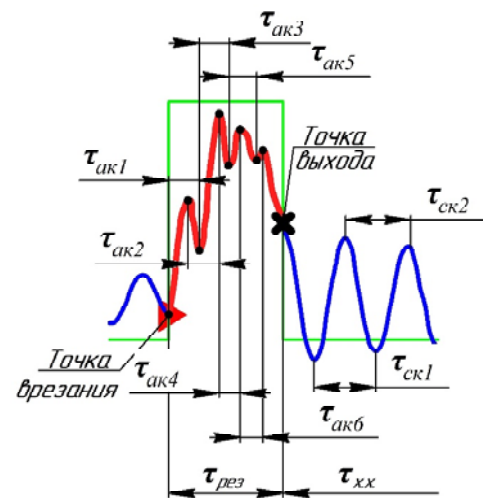


Рис. 6. Методика измерения автоколебаний при прерывистом резании

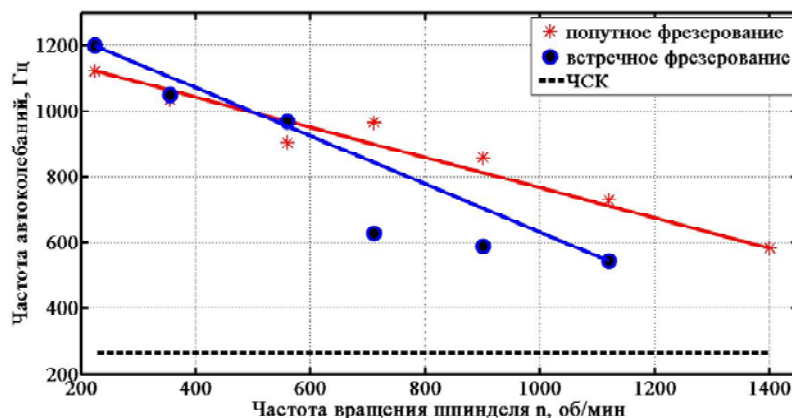


Рис. 7. Экспериментальное определение частоты автоколебаний

ЧСК лопаток колеблется от 200 Гц для осевых моноколес ГТД большого диаметра до 2500 Гц для центробежных колес малого диаметра. Диапазон ЧСК других сложно-профильных тонкостенных деталей авиационного ГТД также укладывается в этот диапазон. Чем меньше габаритные размеры изготавливаемого изделия, тем меньше его ЧСК, а соответственно и больше волн на поверхности резания может уложиться. Однако, при этом, меньшие детали изготавливают инструментом малого диаметра, что сокращает длину поверхности резания, а, следовательно, и количество регенеративных волн. В связи с этим нахождение частоты вращения шпинделя, при которой наступает вырождение автоколебаний для каждой конкретной детали и ее условий обработки должно осуществляться индивидуально. Алгоритм, позволяющий провести такой анализ, будет представлен в дальнейших работах авторов.

Однако, учитывая, что финишная обработка сложно-профильных тонкостенных деталей осуществляется с частотой вращения шпинделя свыше 12000 об/мин, можно утверждать, что резание происходит в условиях, когда на поверхности резания нет ни одной волны. Отсутствует ли автоколебательный процесс или на поверхности резания остается малая фракция волны с точностью утверждать, основываясь на имеющихся у авторов экспериментальных данных, нельзя, но можно заявить, что если незначительная доля регенеративной волны и существует, то ее недостаточно для возбуждения автоколебаний, способных повлиять на качество обработки.

Выводы

1. Фрезерование тонкостенных деталей со сложной геометрической формой поверхности является прерывистой обработкой, где резание происходит периодически, сменяясь свободным движением детали и инструмента. Такая особенность определяет иные закономерности течения процесса, нежели для классического фрезерования. Так, тонкостенное фрезерование происходит при высоких импульсных нагрузках, из-за чего существенно выше изменение величины вынуждающей силы.

2. Процесс организации и поддержания автоколебаний имеет свои особенности. В условиях прерывистого резания невозможно достигнуть установившихся автоколебаний. Также, в то время, когда при классическом фрезеровании или точении автоколебания существуют всегда, при фрезеровании тонкостенных деталей ситуация обстоит иначе.

3. Начиная с относительно небольших частот вращения шпинделя, на поверхности резания остается менее одной регенеративной волны, в то время как достигнуть такой ситуации при точении, на сегодняшний день не представляется возможным, а при фрезеровании достижимо только при использовании многозубого инструмента и высокоскоростной обработки.

4. При высоких скоростях, используемых при фрезеровании тонкостенных деталей, возбуждения автоколебаний не происходит. Таким образом, накопленная информация о природе возникновения и механизмах поддержания автоколебаний не может быть непосредственно применима для фрезерования тонкостенных деталей.

5. Из вышеизложенного следует заключение о том, что при высокоскоростном фрезеровании тонкостенных деталей сложной формы процесс происходит в условии возбуждения упругой системы детали вынужденными колебаниями. Данная информация является источником для разработки подходов определения виброустойчивых условий обработки подобных деталей.

Список литературы

1. Taylor F. W. On the art of cutting metals / F. W. Taylor. – New York : Published by the American society of mechanical engineers, 1907. – 248 p.
2. Рыжков Д. И. Вибрации при резании металлов и методы их устранения / Д. И. Рыжков. – М. : Машгиз, 1961. – 172 с.
3. Дроздов Н. А. К вопросу о вибрациях станка при токарной обработке / Н. А. Дроздов // Станки и инструмент. – 1937. – № 22. – С. 21–25.
4. Городецкий Ю. И. Анализ и синтез динамического качества фрезерных станков : дис. докт. техн. наук : 05.03.01 / Городецкий Юрий Исакович. – Горький, 1986.
5. Жарков И. Г. Вибрации при обработке лезвийным инструментом / И. Г. Жарков. – Л. : Машиностроение, 1986. – 184 с.
6. Кедров С. С. Колебания металлорежущих станков / С. С. Кедров. – М. : Машиностроение, 1978. – 199 с.
7. Кудинов В. А. Теория вибраций при резании (трении) / В. А. Кудинов // Передовая технология машиностроения: сб. научн. тр. – М. : АН СССР. – 1955. – С. 631–643.
8. Кучма Л. К. Вибрации при работе на фрезерных станках и методы их гашения / Л. К. Кучма. – М. : СССР, 1959. – 122 с.
9. Развитие науки о резании металлов / В. Ф. Бобров [и др.]. – М. : Машиностроение, 1967. – 416 с.
10. Тлустый И. Автоколебания в металлорежущих станках / И. Тлустый. – М. : Машиностроение, 1956. – 234 с.
11. Эльясберг М. Е. Автоколебания металлорежущих станков / М. Е. Эльясберг. – П. : Издание ОКБС, 1993. – 180 с.
12. Tlusty J. Basic Nonlinearity in Machining Chatter / J. Tlusty, F. Ismail // Annals of the CIRP. – 1981. – Vol. 30. – P. 21–25.
13. Ильницкий И. И. Колебания в металлорежущих станках и пути их устранения / И. И. Ильницкий. – Москва-Свердловск : Машгиз, 1958. – 145 с.
14. Каширин А. И. Исследование вибраций при резании металлов / А. И. Каширин. – М. : Издательство АН СССР, 1944. – 132 с.
15. Соколовский А. П. Вибрации при работе на металлорежущих станках / А. П. Соколовский // Исследование колебаний металлорежущих станков при резании металлов : сб. научн. тр. – М. : Машгиз, 1958. – С. 3–23.

16. Амосов И. С. Осциллографическое исследование вибраций при резании металлов / И. С. Амосов // Точность механической обработки и пути ее повышения : сб. науч. тр. – М.-Л. : Машгиз, 1951. – С. 45–50.
17. Dynamics of Metal Cutting Process / P. Albrecht // Trans. of ASME. Vol. 87. – 1965. – P. 429–441.
18. Решетов Д. Н. Возбуждение и демпфирование колебаний в станках / Д. Н. Решетов, З. М. Левина // Исследование колебаний металлорежущих станков при резании металлов : сб. научн. тр. – М. : Машгиз, 1958. – С. 87–153.
19. Tlustý J. The Stability of Machine Tools Against Self-Excited Vibrations in Machining. / J. Tlustý, M. Polacek // ASME International Research in Production Engineering. – 1963. – P. 465–474.
20. Tobias S. A. The Chatter of Lathe Tools Under Orthogonal Cutting Conditions / S. A. Tobias, W. A. Fishwick // Trans. of ASME. – 1958. – Vol. 80. – P. 1079–1088.
21. Tlustý J. Analysis of the State of Research in Cutting Dynamics Annals of the CIRP, Vol. 27, No. 2. – 1978. – P. 583–589.
22. Tobias S. A. Machine Tool Vibration / S. A. Tobias, Wiley, N.Y., 1965. – 352 p.
23. Koenigsberger I. Structures of Machine Tools / I. Koenigsberger, J. Tlustý, Pergamon Press. – 1971. – 519 p.
24. Merritt H. E. Theory of Self-Excited Machine Tool Chatter / H. E. Merritt, ASME Journal of Engineering for Industry, Vol. 87. – 1965. – P. 447–454.
25. Tlustý J. Dynamics of high-speed milling / J. Tlustý // Journal of Engineering for Industry 108. – 1986. – P. 59–67.
26. Tlustý J. Special aspects of chatter in milling / J. Tlustý, F. Ismail // Journal of Vibration, Acoustics, Stress, and Reliability in Design 105. – 1983. – P. 24–32.
27. Shridar R. A general formulation of the milling process equation / R. Shridar, R. E. Hohn, G. W. Long // Journal of Engineering for Industry 90. – 1968. – P. 317–324.
28. Altintas Y. A general mechanics and dynamics model for helical end mills / Y. Altintas, P. Lee, Annals of the CIRP 45(1). – 1996. – P. 59–64.
29. Smith S. An overview of modelling and simulation of the milling process / S. Smith, J. Tlustý // ASME Journal of Engineering for Industry 113. – 1991. – P. 169–175.
30. Davies M. A. The stability of low radial immersion milling / M. A. Davies, J. R. Pratt, B. Dutterer, T. J. Burns // CIRP Annals-Manufacturing Technology, CIRP Annals-Manufacturing Technology 49 (1). – 2000. – P. 37–40.
31. Insperger T. Semi-discretization for time-delay systems: stability and engineering applications / T. Insperger, G. Stépán // Springer Science & Business Media, Vol. 178. – 2011. – 174 p.
32. Insperger T. Vibration Frequencies in High-Speed Milling Processes or a Positive Answer to Davies, Pratt, Dutterer and Burns / T. Insperger, G. Stépán // Manuf. Sci. Eng 126(3). – 2004. – P. 481–487.
33. Davies M. Stability Prediction for Low Radial Immersion Milling / M. Davies, J. Pratt, B. Dutterer, T. Burns, Journal of Manufacturing Science and Engineering, 124/2, 2002. – P. 217–225.
34. Merdol S. Multi Frequency Solution of Chatter Stability for Low Immersion Milling / S. Merdol, Y. Altintas // Journal of Manufacturing Science and Engineering, 126/3. – 2004. – P. 459–466.
35. Budak E. Analytical Prediction of Chatter Stability in Milling – Part I: General Formulation / E. Budak, Y. Altintas // ASME J. Dyn. Syst. Meas. Control, 1998. – P. 22–30.
36. Insperger T. Stability of the milling process / T. Insperger S. Gábor // Periodica Polytechnica. Engineering. Mechanical Engineering; Budapest 44.1. – 2000. – P. 47–57.
37. Tony L. S. Frequency Response to Improved Productivity / L. S. Tony, K. S. Smith, Springer, 2008. – 304 p.
38. Розенберг Ю. А. Резание материалов: Учебник для техн. вузов / Ю. А. Розенберг. – Курган: Изд-во ОАО «Полиграфический комбинат» Зауралье, 2007. – 294 с.
39. Tlustý J. Analysis of the state of research in cutting dynamics, CIRP Ann. 27. – 1978. – P. 583–589.
40. Пат. UA 94974 Україна, МПК (2006) G01H11/00; G01M7/02. Стенд для дослідження коливань при кінцевому циліндрично-му фрезеруванні тонкостінних елементів деталей / Логоминов В. О., Гермашев А. І., Дядя С. І., Козлова О. Б.; заявник та власник патенту ЗНТУ. – № 201405981; заявл. 02.06.2014; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 23.
41. Внуков Ю. Н. Стенд для изучения механических колебаний при фрезеровании маложестких деталей при концевом фрезеровании / Ю. Н. Внуков, В. А. Логоминов, П. А. Каморкин // Резание и инструмент в технологических системах : межд. научн.-техн. сб. – Харьков : НТУ «ХПИ», 2011. – Вып. 80. – С. 32–37.
42. Устройство для исследования условий контактирования инструмента с деталью при цилиндрическом фрезеровании тонкостенных деталей / [А. И. Гермашев, С. И. Дядя, Е. Б. Козлова, Ю. Н. Внуков] // «Инженерия поверхности и реновация изделий»: тезисы доклада XV Международной научно-технической конференции (Затока, Одесская обл., 01–05 июня 2015 г.) – К. : АТМ Украины, 2015. – С. 45–47.
43. Методика определения условий контактирования инструмента с тонкостенной деталью при ее концевом фрезеровании / [Ю. Н. Внуков, А. И. Гермашев, С. И. Дядя, Е. Б. Козлова] // Резание и инструмент в технологических системах : междунар. научн.-техн. сб. – Харьков : НТУ «ХПИ», 2015. – Вып. 85. – С. 48–56.

Одержано 10.10.2017

© **Д-р техн. наук С. Б. Беликов¹, канд. техн. наук А. И. Гермашев¹, канд. техн. наук В. А. Логоминов¹, канд. техн. наук Е. Б. Козлова¹, В. А. Кришталь²**

¹Запорожский национальный технический университет, ²ГП «Ивченко-Прогресс»; г. Запорожье

Byelikov S., Germashev A., Logominov V., Kozlova Ye., Krishtal V. Features of end milling of complicated profile thin-wall pieces

THE APPLICATION OF NOVEL COUPLING METHOD FOR DETECTION OF MICRO VESICLES: THE ROLE OF THE ADVANCED BRIGHT-FIELD LIGHT OPTICAL POLARIZATION MICROSCOPY

Introduction

Micro vesicles (MVs) are determined as small membrane particles the diameter of which ranged from 50 to 1000 nm [1]. They are secreted by various cells and play a pivotal role in cell-to-cell communications, cargo of active molecules, immune reaction, inflammation, proliferation, growth and malignancy [2]. Additionally, MVs may coordinate biological activity of some cell components incorporated in the endogenous repair systems. Therefore, number and / or immune patterns of MPs predicted a risk of manifestation of different diseases including cardiovascular (CV) and metabolic diseases, autoimmune diseases, malignancy, infections and eclampsia [3]. In this context, measure of MVs in circulation is discussed fairly promising to personify risk of CV disease and premature death rate.

The aim of the study was to investigate the role of wide range of the methods of MV determination based on various analytical principles and the best fitted to the routine laboratory practice.

Determination of micro vesicles

MVs belong to heterogeneous family extra vesicles (EVs) that originate from plasma membranes having diameter 1000 nm and less (Table 1). In family of EVs are included the exosomes (30–100 nm in diameter), MVs (50–1000 nm in diameter), ectosomes (100–350 nm in diameter), small-size micro particles (<50 nm in diameter) known as membrane particles and apoptotic bodies (1–5 μ m in diameter). MVs and ectosomes have originated by direct budding from the plasma membrane, otherwise the exosomes are formed by inward budding of the endosomal membrane and then they are released on the exocytosis of multiple vesicular bodies known as late endosomes. However, the exosomes have been predominantly labeled in the case of immune cells and tumor cells. Unlike the exosomes, the ectosomes are ubiquitous MVs assembled at and released from the plasma membrane [3].

The modern methods of MV determination

There are several methods regarding purification of MV samples, determination of MVs, and identification of origin and measure their concentration [4]. Nowadays, there are several methods that currently used for the detection of number (flow cytometry technique, optical microscopy, nanoparticle tracking analysis [NTA], dynamic light scattering) and characterization of structure and features (electronic and atomic force microscopy, fluorescent microscopy, surface plasmon resonance [SPR] technique) of MVs.

Table 1 – Classification and key features of extracellular vesicles

Population of vesicles	Diameter, nm	Origin	Main contained components	Best characterized cellular sources	Markers
EV	30–1000 nm	cell membranes	regulatory proteins (i.e., heat-shock proteins, tetraspanin), lipids, active molecules, nucleic acids (mRNA, miRNA), cytokines, growth factors, hormones, procoagulant phosphatidylserine, likely complement	All cell types	Annexin V binding, tissue factor and cell-specific markers
MPs	100–1000 nm	plasma membranes		Platelets, RBC and endothelial cells	
MV	50–1000 nm	plasma membranes		Platelets, RBC and endothelial cells	
Small-size MPs	<50 nm	plasma membranes		Endothelial cells	CD133+, CD63-
Exosomes	30–100 nm	endosomal membranes	phosphatidylserine, likely complement	Immune cells and tumors	CD63, CD61, CD63, CD81, CD9, LAMP1 and TSG101
Ectosomes	100–350 nm	plasma membranes		Platelets, RBC, activated neutrophils, and endothelial cells	TyA, C1q
Late endosomes	50–1000 nm	endosomal membranes	close-packed luminal vesicles	Immune cells and tumors	Annexin V binding, DNA content
Apoptotic bodies	0.5–3.0 μ m	plasma membranes	Pro-apoptotic molecules, oncogenic receptors	Cell lines	

Abbreviations: EVs, extracellular vesicles; MPs, microparticles; MV, microvesicles; RBC, red blood cells.

Flow cytometry technique

Flow cytometry technique with polystyrene beads is gold standard to determine the MP sizes that has now standardized by the Scientific Standardization Committee collaborative workshop of the International Society of Thrombosis and Hemostasis [5]. However, this method of size assessment based on SSC has a low resolution of MPs that is roughly estimated to be between 60 and 200 nm, dependent on the vesicle size. The liposome-based size calibration with fluorescently labeled liposomes could be improved MP size assessment with flow cytometry, because there is a single event signal at sufficiently high concentrations irrespective of the applied gating. Unfortunately, determination of MP size 50 nm and less remains to be serious limitation for this method. Indeed, small-size MPs have a low refractive index and are heterogeneous in their size and composition that requires advanced methods for detection. Therefore, some organelles and macromolecules (i.e., DNAs) that release from necrotic cells may bind to MPs and lead to «big» aggregates with altered optical and density and impaired immune features. All these may negatively affect specificity and sensitivity of flow cytometry-based enumerations of MPs. Overall, the main limitations of flow cytometry methods of MPs' identification are several requirements for biofluid fractionation in particularly use of exosome enriched fractions, high risk of sample contamination and increased biological variability that negatively effects on precision of measurement.

Electron microscopy

Electron microscopy (EM) is widely used technique, which allows having strong evidence regarding structure of MPs including their morphology, size and the presence of immune markers (immune complexes). The main limiting factor of EM is a need to have an enriched MP sample, which requires to be fixed with some agents, i.e. paraformaldehyde. Rarely, suspension with MPs could be much simpler object for EM, while some MPs concentrated in suspension are not able to adhere to the grid prior to EM. There is a method of measure of MPs with EM using frozen samples. This approach appears to be promising in investigation of MP structure in detail, because there are no effects of dehydration and fixation by chemicals of samples [4].

Atomic force microscopy

Atomic force microscopy (AFM) is used to investigate the structure of MPs due to high resolution when compared with EM [6]. This fact is especially important for so called small-size (< 50 nm) vesicles. Frequently, AFM is performed prior to other methods of quantitative MP determination [4].

Nanoparticle Tracking Analysis

Nanoparticle tracking analysis (NTA) is based on optical method, which allows fetching of particle tracing for independent measure of both concentration and size distribution of MPs with very low limit (< 50 nm) [4]. On this occasion it is so difficult to distinguish MPs from other particles and vesicles with similar size distribution, which could express similar Brownian motion. Thus, NTA analysis is extremely sensitive to quality of preparation of biofluid with enriched MP avoiding contamination with lipoprotein particles, microbial/ viral bodies, and protein complexes. Noted that even after careful purification some particle may be found in final mixture prepared for MP measurement and the estimated concentrations of MPs with a use of this technique may be not pretty accurate [7]. Finally, all these finding require improvement of the NTA technique using some fluorescence technologies or non-optical enumeration of MPs.

Dynamic light scattering

Dynamic light scattering (DLS) is recommended for assessment of the MP size distribution, while the biofluid enriched of MPs should be relatively monodispersed to avoid some problem with enumeration of vesicles by specific software [8].

Resistive Pulse Sensing

The resistive pulse sensing (RPS) allows detecting the absolute size of MPs in average from 50 nm to 1000 nm in depending on pores' diameter of non-conductive membrane [9]. The resistive pulse detector counts MPs when they pass in flow through an appropriate pore in the membrane under electrical power. The method is pretty accurate utilize the MPs in suspension, which is in the camera with probe volume. The calculation of MPs requires beads of known concentration and preforms using calibration with liposomes with known diameter. The main limitation of the method is heterogeneity of suspension fetching by flow under electrical power through pores with known diameter. Using membrane with pores 500 nm, it has been postulating that MPs ranged 50–500 nm with other small-size molecules (fibrinogen and other low weight molecules, apoptotic bodies, small cells,) could be detected and enumerated as MPs [4]. Consequently, the method requires high accuracy in purification and preparation of samples prior to measure. Therefore, calibration needs before each investigation.

Raman spectroscopy

Raman spectroscopy is used the monochromatic laser-based scattering of inelastic features of living cells that allows detecting their structure and chemical compositions. The main advantage of the method is avoiding labeled marker use,

because the wavelength spectrum is highly specific for each molecule [10]. Moreover, a quantitative assay is possible too as a result in measure of amplitude of signal obtained by Raman microspectroscopy. On the other hand, this method is relatively expensive and requires a large experience especially affected data interpretation.

Small-angle X-ray scattering

The small-angle X-ray scattering (SAXS) is the useful method that is based on scattering of the elastic features by X-ray photons at low angles [11]. In contrast to X-Ray crystallography SAXS is able to perform in closer-to-native molecular conditions, but in respectively low resolution manner. However, SAXS could present an ultrastructure model for compositions incorporated into MPs and provide more information about molecular conformation that may have an important value for determination of membrane-related proteins and organization of lipid layers of membranes [4]. Overall, the role of SAXS in the identification of MPs is not clear and requires more investigations.

Surface plasmon resonance technique

Surface plasmon resonance (SPR) technique is well-established methods that in cooperation with to fiber optic technology may determine MPs after their absorption to beads [12]. Because gold and silver are plasmon active metals, they are used as a component a graphene-coated bead, which helps in preventing oxidation and shows better adsorption to biomolecules. This graphene-based surface is a key tool for performing SPR and features of one ensure complex processes of metal deposition, which are needed to absorption of the investigating substrate to the surface. SPR allows detecting morphology of MPs, as well as calculation of them in the solution by laser-based scattering. The main advantage of the method is pretty low cost and high reproducibility that meets rarely amongst similar methods. Moreover, currently conventional prism-based SPR platforms are simply in used, have cost-effectiveness and miniaturization [4].

Western blotting

Western blot is a useful tool for detecting some proteins, which express on the surfaces of MPs in carefully purified biofluid. Although Western blotting is not able to provide quantitative information regarding MPs in mixture, this method could be useful for determining several sub-populations of MPs distinguished each other with immune phenotypes. The cost / difficulty of these methods is one of leading limitation to use one in MPs' detecting [4].

Overall, the current MP detection methods have been remained pretty costly and time consuming. Additionally, majority of them requires be standardizing and approving. In this context, combined methods might to quantify and qualify MP detection.

The advanced bright-field light optical polarization microscopy

To increase sensitivity and specificity in the enumeration of MVs we have been used the advanced bright-field light optical polarization microscopy [13]. Recently we have reported practical advantages of this method as an alternative free-labeled optical method for quantified measured of sizes and size-related characteristics of MVs [14]. We focused the research on a development of photodiode grid and PDA matrix, both of which are able to reply immediately, but not consequently as it was performed in the traditional polarized spectrophotometry. Additionally, original soft helps to recognize replies from surfaces under interfering of various length waves and produced by two source of polarized light, i.e. ultraviolet (λ = from 240 nm to 410 nm) and visual spectrum VIS (= from 590 to 950 nm). We obligatory excluded from grid photo electronic multiplier for range of length waves about 240–680 nm. The diapason of scanning was one second and less that leads to increased performance and reproducibility of results even applied for single MV in the sample. The original types of prisms and diffraction grids mediate a narrow strip of the light about 5 nm and even less and thereby they produce higher quality and clarity of the light that go around a sample. The original images are recognized MV in wide range of diameter in the mater cells that allow determining origin of the MVs on real time in higher resolution and automatic manner. The examples of the low-contrasted images received by light optical polarization microscopy and mathematically modelled images received through advanced bright-field light optical polarization microscopy are reported Figures A, B, C and D. The low-contrasted objects in red blood cells (RBCs) are visualized by application of monochromatic light with $\lambda=370\pm30$ nm (Fig A). At the figure B we can see MVs with diameter less 1 μ m secreting by RBCs. Because the cell free RBC-MVs and cell debris could not be distinguished with the traditional optical polarization microscopy (C), we consequently applied ultraviolet emanation with high sensitive polarized capture through original soft to construct the image with improved contrasted features suitable for analysis of shaping, number and structure of RBC-EVs (Fig D). Finally, this method can lead to measure a concentration of MVs in the sample without higher cost expenditure and it does not require much equipment and staff persons.

In conclusion, the advanced bright-field light optical polarization microscopy is simple method of MVs determination with low cost, high resolution and reproducibility that requires to be investigated in future.

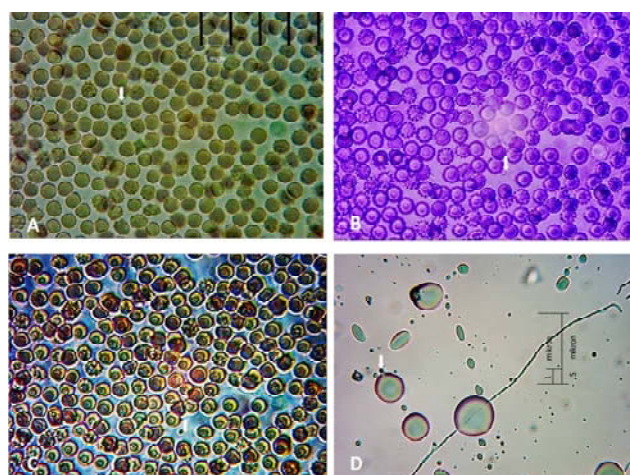


Figure. The example of the images received through traditional (A, B, C) and advanced bright-field (D) light optical polarization microscopy

Notes: Arrows are indicated MVs

References

1. Berezin A.E. Impaired Immune Phenotype of Endothelial Cell-derived Micro Particles: The Missing Link between Diabetes-related States and Risk of Cardiovascular Complications? *J Data Mining Genomics & Proteomics*. 2016; 7 (2), 195–197.
2. Berezin A. Impaired Phenotype of Circulating Endothelial-Derived Microparticles: Novel Marker of Cardiovascular Risk. *Journal of Cardiology and Therapy*. 2015; 2 (2), 273–278.
3. Berezin A.E. Microparticles in Chronic Heart Failure. *Advances in Clinical Chemistry* / 1st Edition. Serial Editors: Gregory S. Makowski 2017; Vol. 79, 1-252 p. <http://dx.doi.org/10.1016/bs.acc.2017.01.001>
4. Berezin A.E, Mokhnach R.E. The promises, methodological discrepancies and pitfalls in measurement of cell-derived extracellular vesicles in diseases. *J Biotechnol Biomater*, 2016; 6 (2): 232–239 doi: 10.4172/2155-952X.1000232
5. Briens A., Gauberti M., Parcq J., Montaner J., Vivien D., Martinez de Lizarrondo S. Nano-zymography Using Laser-Scanning Confocal Microscopy Unmasks Proteolytic Activity of Cell-Derived Microparticles. *Theranostics*. 2016; 6(5): 610–26.
6. Allison D.P., Mortensen N.P., Sullivan C.J., Doktycz M.J. Atomic force microscopy of biological samples. *Wiley Interdiscip Rev Nanomed Nanobiotechnol*. 2010;2: 618–34.
7. Van der Pol E., Hoekstra A.G., Sturk A., Otto C., van Leeuwen TG, Nieuwland R. Optical and non-optical methods for detection and characterization of microparticles and exosomes. *J Thromb Haemost*. 2010; 8: 2596–607.
8. Hoo C.M., Starostin N., West P., McCartney M.L. A comparison of atomic force microscopy (AFM) and dynamic light scattering (DLS) methods to characterize nanoparticle size distributions. *J Nanopart Res* 2008; 10: 89–96.
9. Vogel R., Wilmott G., Kozak D.M., Roberts G.S., Anderson W., Groenewegen L., Glossop B., Barnett A., Turner A., Trau M. Quantitative sizing of nano/microparticles with tunable elastomeric pore sensor. *Anal Chem* 2011; 83: 3499–506.
10. Zhang H, Chon CH, Pan X, Li D. Methods for counting particles in microfluidic applications. *Microfluid Nanofluid* 2009; 7: 739–49.
11. Spill YG, Nilges M. SAS profile correlations reveal SAS hierarchical nature and information content. *PLoS One*. 2017; 12(5): e0177309
12. Kosman J., Jatschka J., Csaki A., Fritzsche W., Juskowiak B., Stranik O. A New Strategy for Silver Deposition on Au Nanoparticles with the Use of Peroxidase-Mimicking DNAzyme Monitored via a Localized Surface Plasmon Resonance Technique. *Sensors (Basel)*. 2017; 17(4). doi: 10.3390/s17040849
13. Berezin A.E., Mokhnach R.E., Biosensing of red blood cell-derived extracellular vesicles with the advanced bright-field light optical polarization microscopy. *Int J Biotech & Bioeng*. 2017; 3 (2): 63–67.
14. Berezin A.E., Mokhnach R.E., Bialik H.A. Novel methods for microparticles' detection: From expectations to implementation. *J Transdiscp Biomed* 2017; 1(1) [epub ahead of print]. doi: 10.24294/jtb.v1i1.8

Одержано 10.10.2017

© **Berezin A.¹, Mokhnach R.²**

¹ Professor of Internal Medicine Department, State Medical University of Zaporozhye

² National Technical University, Zaporozhye

Д-р мед. наук А. Е. Березин, Р. Э. Мохнач Применение нового метода обнаружения микровезикул с использованием усовершенствованной оптической поляризационной микроскопии

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ У ПОРОШКОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ. ДОСЯГНЕННЯ І ПЕРСПЕКТИВИ

Порошкова металургія відома досить давно як метод виробництва виробів різноманітної форми і розмірів або створювання принципово нових матеріалів, які іншими шляхами важко чи зовсім неможливо виготовити. Тому вона досить впевнено посідає своє ринкове місце.

Найбільшу частку продукції з порошкових матеріалів (до 85 % за масою) [1] становлять порівняно невеликі вироби машинобудівного призначення (шестерні, кільця, підшипники ковзання, диски тощо). Їх виробництво у світі сильно залежить, зокрема, від основного споживача – автомобільної промисловості. Такі деталі виготовляються здебільшого традиційними методами розсування – одно- і двобічного пресування, мундштучного пресування тощо. Проте за останні десятиріччя спостерігається стійке зростання виробництва порошкових матеріалів деякими іншими способами, особливо коли їх споживачами стала аерокосмічна промисловість. До таких способів, зокрема, належать гаряче ізостатичне пресування, інжекційне формування та адитивні технології.

Гаряче ізостатичне пресування (ГІП – Hot Isostatic Pressing) використовується для виготовлення виробів точної форми масою до 1 тонни (переважно з нержавіючої сталі та жаростійких сплавів) для енергетики, військової та медичної техніки, аерокосмічного машинобудування. Розвитку цієї технології сприяє впровадження удосконалених методів автоматичного проектування та можливість виготовлення деталей зі складною внутрішньою геометрією. Очікується, що виробництво деталей з інструментальних сталей методами ГІП з 2010 р. до 2020 р. зросте на 62 % [2]. Дрібніший сегмент ринку виробів, виготовлених методами ГІП, займає металізування, паяння і вибіркоче точне профілювання поверхонь.

Провідними фірмами-виготівниками обладнання для ГІП – газостатів – є ASEA (Швеція), Kobe Steel Ltd. (Японія), Autoclave engineers inc. та Conway pressure systems (США), ВНИИметмаш (Росія).

Переваги ізостатичного пресування полягають у здатності виготовляти деталі значно більших розмірів, ніж це можливо іншими технологіями порошкової металургії, з практично необмеженими за складністю геометричними формами і високою точністю розмірів. ГІП застосовується для виготовлення виробів з таких малопластичних матеріалів, як жаростійкі сплави, титан, інструментальні сталі з високим коефіцієнтом використання матеріалу. Методами ГІП можуть бути виготовлені деталі, які мають стовідсоткову щільність з ізотропними механічними властивостями. Так, турбінні диски, виготовлені з порошків ізостатичним пресуванням, мають порівняно з литими підвищену міцність і жаростійкість на 7...15 %, збільшений у 1,3...1,8 рази робочий ресурс, та зменшені у 2...3 рази припуски на механічне оброблення (рис. 1). У структурі ринку порошкових деталей в Європі у 2009 р. вироби, виготовлені гарячим ізостатичним пресуванням, становили 3 % (за масою) [1].

Гаряче ізостатичне пресування використовується також для ущільнення попередньо спечених заготовок із закритою поверхневою пористістю.

Проте ізостатичне пресування використовують лише при достатньому розмірі виробничої партії, оскільки це досить дорогий метод з-за низької продуктивності і великої вартості необхідного витратного оснащення.

Інжекційне формування (ІФ - Metal Injection Molding) – формування заготовок із суміші тонкого металевого порошку і 15...30 % (об) пластифікатора, який забезпечує суміші пластичність, шляхом впорскування її і заповнення прес-форми при невеликому тиску і невисокому нагріванні. Перевагами ІФ є придатність процесу для виробів необмежено складної форми з високою точністю розмірів і високою міцністю, тому що тонкі порошки спікаються до практично суцільної щільності; висока продуктивність за рахунок використання багатогніздного оснащення. За механічними властивостями такі вироби успішно конкурують з виробами, виготовленими гарячим пластичним деформуванням. Розміри виробів – від десятих часток грама до 250 г при товщині 0,7...5,0 мм.

Методами ІФ виготовляють вироби з низьколегованих і нержавіючих сталей, сплавів на основі нікелю й кобальту та магнітних матеріалів. Головні споживачі виробів – автомобільна та медична промисловість, виробництво споживчих товарів. Збільшення у подальшому виробництва деталей, виготовлених методами ІФ, пов'язане зі збільшенням попиту на компоненти для стільникових телефонів, комп'ютерів та інших електронних приладів, а також деталей авіаційних двигунів, вогнепальної зброї (рис. 2).



Рис. 1. Заготовка корпусу компресора ГТД діаметром 700 мм компанії Rolls-Royce, виготовлена гарячим ізостатичним пресуванням



Рис. 2. Блок напрямних лопатей ГТД зі стільниковим ущільненням, виготовленим методом ІФ

Технології ІФ розвиваються у США, Японії та інших країнах виключно швидкими темпами. Щорічний обсяг виробництва зростає на 22 %. На сьогодні у світі працює понад 250 компаній, які використовують ІФ, з них 48 % в Азії, 29 % у Північній Америці і 23 % в Європі [2].

Для виготовлення виробів використовують порошки з розмірами частинок менше 20 мкм, але бажано, щоб середній розмір частинок не перевищував 10 мкм. Тому головний недолік процесу – висока вартість вихідних порошків.

Перспективним напрямком розвитку технологій інжекційного формування є покращення якості та технологічності виробництва, досягнення ними нової функціональності (наприклад, виготовлення двокомпонентних деталей), розроблення технологій виготовлення мікродеталей тощо.

За останні десятиліття у порошковій металургії з'явилися деякі нові технології, які дозволяють виготовляти точні за формою і розмірами деталі без оснащення шляхом нанесення матеріалу шар за шаром з використанням системи тривимірного автоматичного виготовлення (3D-CAM). Ці технології отримали загальну назву **адитивне виготовлення** (AB - Additive Manufacturing). Відмінність адитивних технологій від традиційних ґрунтується на пошаровому синтезі виробу шляхом **додавання** шарів матеріалу виробу згідно з програмою, заданою моделлю конструктора. Їх назва походить від англійського дієслова add – додавати, доповнювати, долучати, приєднувати, тому їх можна назвати також **додаваними**. Ці технології дозволяють виготовляти з високою точністю тривимірні деталі складної структури без закріплення у будь-якому оснащенні.

На практиці використовуються два варіанти **додаваних**, або адитивних, технологій, які відрізняються за методом формування шарів металу [3].

Перший варіант – **осаджування на основі-підкладці** (ООП - Bed Deposition) – полягає у тому, що на певній основі (робочій платформі) створюється достатній об'єм порошку, в якому послідовно, шар за шаром товщиною 20...50 мкм кожний певним джерелом енергії (найчастіше – лазерним променем) частинки порошку сплавляються, формуючи деталь. Фактично вона, *оточена з усіх боків порошком*, і таким чином, спираючись на невитрачений матеріал, «виросить» знизу вгору. Лазерний промінь плавить порошок та з мікронною точністю створює деталі найскладнішої конфігурації. При цьому отримують деталі зі щільністю понад 99 %.

Різні фірми позначають свої технології цього типу по-різному. Найчастіше мова йде про Selective Laser Melting (SLM), Selective Laser Sintering (SLS) та Direct Metal Laser Sintering (DMLS) [3, 4]. Принципової різниці між цими процесами немає. Вони відрізняються лише тим, до якого ступеня доводиться сплавлення частинок порошку: чи порошок лише спікається (Sintering), чи повністю плавиться (Melting) для створення монолітної деталі.

Другий варіант додаваних технологій – **спрямоване осаджування** (CO – Directed Deposition або Directed Energy Deposition) – полягає у тому, що за схемою 3D-технологій виріб формується на певній основі-підкладці послідовно, шар за шаром, шляхом спрямованого підведення одночасно енергії (лазерний або електронний промінь, електрична дуга) і будівельного матеріалу (у вигляді порошку або порошкового дроту) безпосередньо у місце його побудови, створюючи на початковому етапі міжатомний зв'язок між осадженим металом і підкладкою. Тобто виріб *без зовнішньої опори (оснащення)* створюється знизу вгору послідовним нанесенням розплавленого металу на основу-підкладку і наступні шари за певною програмою. Такі технології отримали назви: DMD – Direct Metal Deposition, LENS – Laser Engineered Net Shape, DM – Direct Manufacturing та ін.

Можливості обох процесів наведені у таблиці 1 [2].

SLS-технології знайшли своє місце для виконання замовлень дрібносерійного виробництва, коли інші методи їх виконання занадто складні. Наприклад, виготовлення металевих ливарних форм складної конструкції, прес-форм для лиття під тиском металевих і пластмасових виробів.

Методами SLM-технологій можна виготовляти вироби дуже складної конфігурації з титанових, жароміцних сплавів, зокрема теплообмінники, імпланти тазостегнових суглобів зі складним дизайном поверхні. Поширюється рентабельне виготовлення виробів суто індивідуального використання, зокрема рагликових слухових імплантів, які складаються з дрібних титанових елементів, що повинні мати точність до ± 10 мкм. Автоматизація виробництва з використанням 3D-принтерів дозволяє виготовляти металеві деталі аерокосмічної техніки будь-якої складності й розмірів практично без браку. NASA впровадила цей метод виробництва для виготовлення деталей ракетного двигуна J-2X.

Фірма Optomec почала конвеєрне виробництво 3D-принтерів металевих деталей LENS 450, які можуть виготовляти вироби за технологією DMLS з нержавіючої сталі, жароміцних сплавів, титану, нікелю та ін. Принтер LENS 450 має технологічну камеру об'ємом 100 мм³, оптоволоконний лазер потужністю 400 Вт здатен осаджувати метали з продуктивністю до 80 г/год.

Різновидом використання технологій CO - Directed Deposition для аерокосмічних виробів може слугувати лазерне порошкове наплавлення LMD – Laser Metal Deposition. Прикладом може слугувати нанесення на передню кромку турбінної лопатки з жароміцного сплаву висотою 0,7 м шару титанового сплаву з метою захисту її від газоабразивного зношування. Установка DMD фірми POM використовує CO₂-лазер, має швидкість наплавлення 14...147 см³/год з товщиною шарів 0,3...0,6 мм. Технологія лазерного порошкового наплавлення може використовуватися не лише для ремонту, але й для створення принципово нових градієнтних матеріалів за один технологічний цикл виробництва.

Таблиця 1 – Можливості процесів Bed Deposition і Directed Deposition

	CO - Directed Deposition		ООП - Bed Deposition
	дріт	порошок	
Матеріали	лише дріт	більше різноманіття за складом	вибір порошків порівняно обмежений
Типовий розмір частинок порошку, мкм	-	50...100	20...50
Розмір деталей, см	обмежений розмірами маніпуляційної системи (висота – 100, довжина – 200)		обмежений розмірами технологічної камери (25 × 25 × 25)
Складність деталей	такі, що вільно стоять вертикально		майже без обмежень
Розмірна точність, мм	> 0,2	> 0,1	> 0,1
Швидкість нарощування, см ³ /год	60...100	5...25	5...10
Основа-підкладка	конформні поверхні		гладкі поверхні
Шорсткість R _a , мкм	12,5...8	25...6,3	12,5...10
Товщина шарів, мм		> 0,03...3	

Проблемою додаваних, або адитивних, технологій є необхідність використання високоякісних і досить коштовних порошків. Порошки для адитивних технологій мають бути хімічно однорідними, мати понижений вміст газових домішок, бажано сферичної форми [5, 6]. Середній розмір частинок принаймні на 50 % має бути не більше 40 мкм. Чим менше середній розмір частинок порошку, тим менший крок побудови виробу можна використати, а це означає, що можна досягнути меншу шорсткість поверхні деталі та рельєфніше проробити її дрібні елементи. Але, з іншого боку, якщо порошок має занадто малий розмір частинок, то під час побудови виробу легкі частинки будуть «вилітати» з зони розплавлення, внаслідок чого збільшується мікропористість і шорсткість виробу. Понад 90 % всіх порошків, які застосовуються в адитивному виробництві, отримують методами диспергування розплаву.

Адитивні технології, практично безвідходні на відміну від традиційних, вигідні в умовах дрібносерійного виробництва, вимірюваного десятками або сотнями виробів. Таких виробів, найчастіше складної геометрії, зі спеціальних матеріалів досить багато в авіаційній промисловості, космічній індустрії, енергетичному машинобудуванні і низці інших галузей. Перспективи їх розвитку пов'язані з переходом згаданих технологій з розряду дослідних робіт до використання як основного формату виробництва. Наприклад, фірма Boeing планує максимально розширити використання SLS-технологій у своєму виробництві. Компанія Pratt&Whitney створила сучасний Центр адитивного виробництва на базі технопарку університету Коннектикуту.

Сучасне постіндустріє виробництво характеризується відносно швидкою зміною виробів, причому часто міняються не основні компоненти, що визначають їх функціональні якості, а дизайн – корпусні деталі. При використанні традиційних технологій це вимагає частої зміни оснащення, а іноді й навіть складного і дорогого обладнання, а адитивні технології дозволяють швидко перейти на наявному обладнанні до виготовлення безпосередньо товарного виробу, а не оснащення. Згадані технології перспективні також для виготовлення комплексних вузлів як єдине ціле, а не зі складових частин, що сприятливо впливає на якість і вартість виробу. Особливо це стосується об'єктів зі складною геометрією. Використання адитивних технологій вигідне у разі побудови внутрішніх порожнин цілісних деталей, недоступних за складністю традиційним методам виробництва. Мотивацією тут слугуватиме економічна доцільність.

Отже, як гаряче ізостатичне пресування, так і згадані у статті інжекційне формування та адитивні технології за своїми можливостями мають досить широкі потужності для використання і з кожним роком стають доступнішими, оскільки їх собівартість поступово зменшується. Плануючи перспективні виробы та розробляючи їх ефективне виробництво, необхідно орієнтуватися на нові порошкові матеріали замість традиційних та використовувати технології, які мають перспективи у майбутньому.

Список літератури

1. Молоденская К. В. Особенности технологии, свойства и области применения пористых спеченных материалов. [Електронний ресурс] Режим доступу: www.rosgorprom.com/images/sb2013_pdf/Sb2013ed_31.pdf
2. Чернышев Л. И. Порошковая металлургия – трудности и перспективы современного этапа развития / Л. И. Чернышев, Д. А. Левина // Порошковая металлургия. – 2013. – №11/12. – С. 144–150.
3. Порошковые материалы для авиационной и ракетно-космической техники / А. А. Коцюба, А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко, И. Г. Лавренко. – К. : КВИЦ, 2016. – 304 с.
4. Коломієць С. М. Сучасні технології виробництва деталей машин / С. М. Коломієць // Вісник ХНТУСГ ім. П. Василенка. – 2015. – № 158. – С. 74–79.

5. Использование титановых порошков в методах 3D печати изделий / А. А. Джуган, В. Е. Ольшанецкий, А. В. Овчинников и др. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2016. – № 2. – С. 77–81.
6. Глотка О. А. Аналіз вітчизняних жароміцних порошків на нікелевій основі, які застосовуються в адитивних технологіях / О. А. Глотка, О. В. Овчинников // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – № 2. – С. 39–42.

Одержано 28.11.2017

© Канд. техн. наук В. М. Плескач

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Pleskach V. Modern technologies in powder metallurgy. Achievements and prospects

ОБ ОЦЕНКЕ НАДЕЖНОСТИ ОРТОГОНАЛЬНЫХ ПЛАНОВ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ

В работе [1] автором была предпринята попытка улучшить подход для ряда практических случаев (например исследований в области металлургии и материаловедения) к созданию и оценке полнофакторных и дробных матриц планирования экспериментов (прежде всего для случаев ненасыщенных планов типа 2^3 и 2^{3-1}).

Использование же насыщенных матриц, когда число линейных уравнений, заданных в кодовом масштабе, равняется числу переменных, в качестве которых выступают коэффициенты этих уравнений, при стандартном планировании получают оценочные результаты которые, независимо от выбора центров планов, практически не содержат полезной информации. В то же время попытки использования композиционных надстроек из-за смешения полей распределения угловых коэффициентов и факторов влияния, отличающихся от стандартных единичных значений, приводит к результатам, не отвечающих принципу ротатабельности [2]. Это делает бессмысленным оценку ошибок расчетных значений функции отклика при их одинаковых отклонениях относительно центра ортогонального плана (из-за сильного отличия результатов таких оценок).

Полностью насыщенные матрицы ортогональных планов обязательно включают различные комбинации факторов у смешанных эффектах их совместного влияния, что приводит к уравнениям вида:

$$y_i = b_0 + b_1x_{1i} + b_2x_{2i} + b_3x_{3i} + b_{12}x_{1i}x_{2i} + b_{13}x_{1i}x_{3i} + b_{21}x_{2i}x_{3i} + b_{123}x_{1i}x_{2i}x_{3i}, \quad (1)$$

в которых, кроме вышеуказанных недостатков, невозможно корректно оценивать эффективность отдельных смешанных оценок касательно конкретных влияний, определяющих их факторов.

В случае ненасыщенных планов ортогональных моделей в отсутствии учета смешанных эффектов полезно использовать коэффициенты множественной корреляции R , сопровождая их определением эмпирической ковариации (относительного корреляционного момента) согласно формулы, приведенной в работе [1, 3].

$$\text{Cov}(x_{1(2)}y) = \frac{\sum_{i=1}^n x_{1(2)i}y_i}{n-1} \quad \text{при} \quad \sum_{i=1}^n (x_{1(2)i} - \bar{x}_{1(2)}) = 0. \quad (2)$$

Поскольку ковариация устанавливает глубину корреляционной связи, то для достижения приемлемого результата факторы влияния должны иметь единоразрядные значения [1]. Далее полезно привести корректный вывод формулы для оценки R , используя для упрощения техники вывода только двух угловых коэффициентов b_1 и b_2 в дискретном векторном поле их значений при заданных нормированных характеристиках $(+1, -1)$ факторов влияния.

Как следует из схемы для плоского векторного поля (рис. 1), имеем 4 пары кодовых единиц ортогонального плана 2^2 . В случае же объемного векторного поля (ортогональный план 2^3) имеем 8 троек единичных факторов (полный факторный эксперимент). То есть, полнота заполнения факторного пространства в виде сферы с координатными точками (полюсами) на ее поверхности в этих случаях отвечает двум симплексам (в первом – в виде вписанного в сферу тетрагонального тетраэдра с элементами симметрии $(\bar{4}2m)$, а во втором – полносимметричного гексаэдра $(m\bar{3}m)$). Для простейшего случая 4-х линейных уравнений соответствующие составляющие в виде векторов $\bar{r}_{1(2)}$

определяют множественный коэффициент корреляции как корень из суммы их квадратов, то есть $R = \sqrt{r_1^2 + r_2^2}$, где

$$r_1 = \frac{\sum_i^n x_{1i} y_i}{\sqrt{\sum_i^n x_{1i}^2 \left(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2 \right)}}, \quad r_2 = \frac{\sum_i^n x_{2i} y_i}{\sqrt{\sum_i^n x_{2i}^2 \left(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2 \right)}}. \quad (3)$$

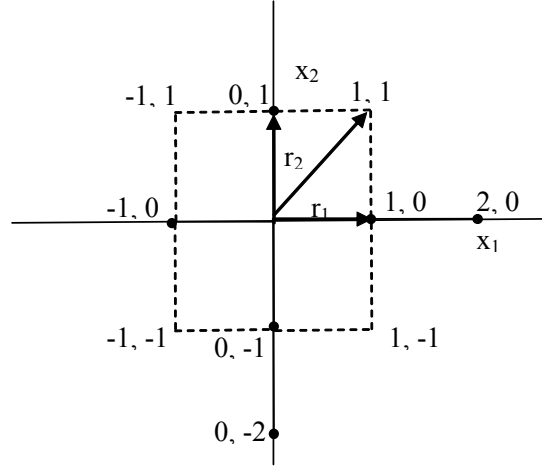


Рис. 1. Схема для плоского векторного поля составляющих (r_1 и r_2) коэффициентов множественной корреляции R

Приведенные соотношения имеют по сравнению со стандартными выражениями несколько упрощенный вид из-за отсутствия в них средних значений варьируемых факторов, так как они в этих выражениях в сумме отклонений от выбранной средней точки равняются нулю.

Поскольку в выражениях (3) числители дробей можно заменить значениями угловых коэффициентов

($b_1 = \frac{\sum_i^n x_{1i} y_i}{n}$ и $b_2 = \frac{\sum_i^n x_{2i} y_i}{n}$) линейных уравнений типа $y = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2$, формула для R приобретает вид:

$$R = \sqrt{\frac{n^2 b_1^2}{n(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2)} + \frac{n^2 b_2^2}{n(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2)}} = \sqrt{\frac{n(b_1^2 + b_2^2)}{\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2}}. \quad (4)$$

Здесь суммы квадратов нормированных факторов влияния в знаменателях дробей соответствуют числу используемых уравнений (n).

Обобщая (4) на линейный трехмерный вариант, получаем выражение:

$$R = \sqrt{\frac{n(b_1^2 + b_2^2 + b_3^2)}{\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2}}. \quad (5)$$

Легко убедиться (в качестве проверки конкретным расчетом и при использовании аналитики), что выражение (4) соответствует коэффициенту корреляции для двух наборов значений (экспериментальных и расчетных) функций отклика

$$r_{\text{экс.}/\text{расч.}} = \frac{\sum_i^n y_i^{\text{расч.}} y_i^{\text{экс.}} - n \bar{y}_i^{\text{расч.}} \bar{y}_i^{\text{экс.}}}{\sqrt{(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2)(\sum_i^n y_i^2 - n \bar{y}^2)}}. \quad (6)$$

Для этого примем, что $y_{\text{экс.}} = y_{1i}$, а $y_{\text{расч.}} = y_{2i}$, а также $\bar{y}_2 = b_0 + b_1 \bar{x}_1 + b_2 \bar{x}_2 = b_0$, поскольку для нашего случая

$$\bar{x}_1 = \frac{\sum_i^n x_{1i}}{n} = 0, \quad \bar{x}_2 = \frac{\sum_i^n x_{2i}}{n} = 0, \quad \sum_i^n x_{1i}^2 = \sum_i^n x_{2i}^2 = n.$$

Тогда при условии, что $\sum_i^n y_{1i} = \sum_i^n y_{2i}$, получим

$$r_{\text{эсп./расч.}} = \frac{\sum_i^n y_{1i}(y_{2i} - \bar{y}_2)}{\sqrt{(\sum_i^n y_{1i}^2 - n\bar{y}_1^2)(\sum_i^n y_{2i}^2 - n\bar{y}_2^2)}} = \frac{[\sum_i^n y_{1i}(y_{2i} - \bar{y}_2)]^2}{(\sum_i^n y_{1i}^2 - n\bar{y}_1^2)(\sum_i^n y_{2i}^2 - n\bar{y}_2^2)} = \frac{\sum_i^n y_{1i}^2 (b_1^2 x_{1i}^2 + b_1 b_2 x_{1i} x_{2i} + b_2^2 x_{2i}^2)}{(\sum_i^n y_{1i}^2 - n\bar{y}_1^2)(\sum_i^n y_{2i}^2 - n\bar{y}_2^2)} =$$

$$= \frac{nb_1^2 \sum_i^n y_{1i}^2 + nb_2^2 \sum_i^n y_{1i}^2}{(\sum_i^n y_{1i}^2 - n\bar{y}_1^2)(\sum_i^n y_{2i}^2 - n\bar{y}_2^2)} = \sqrt{\frac{n(b_1^2 + b_2^2)}{\sum_i^n (y_i^2 - n\bar{y}^2)}} \cdot (\text{В последнем выражении } y_{1i} \text{ заменен на } y_i).$$

Итак, если при реализации плана 2^3 получим соответствующее уравнение в кодовом масштабе с коэффициентом множественной корреляции R не менее 0,7 (при этом критический коэффициент корреляции (R^2) составит величину порядка 0,5), то в ряде случаев часто это является приемлемым результатом. Этот коэффициент можно попытаться улучшить путем увеличения факторного пространства за счет учета одного из трех смешанных эффектов влияния ($b_{12}x_{1i}x_{2i}$, $b_{13}x_{1i}x_{3i}$ и $b_{23}x_{2i}x_{3i}$) и выбрать из трех оценок наилучший вариант (в смысле наибольшего значения R). При этом весьма желательно дать физическое объяснение причин преобладания «эффекта кооперации» факторов положительного влияния на улучшение расчетного значения функции отклика над «эффектом конкуренции» между обоими факторами в действующей паре, когда один из них несколько ослабляет положительное влияние другого.

Теперь остановимся на оценке среднеквадратической ошибки коэффициентов уравнения регрессии, заданного в кодовом масштабе, поскольку, как было отмечено в работе [1], использование эмпирических распределений, имитирующих закон Гаусса (распределение Стьюдента, Фишера и др.) из-за ограниченного числа испытаний, мало эффективно.

Состоятельный вариант равнозначных среднеквадратичных ошибок угловых коэффициентов b_j ($b_j = b_0, b_1, b_2, \dots, b_k$), удовлетворяющее принципу ротатальности, можно записать в виде следующего начального выражения:

$$(\Delta y)^2 = \frac{\sum_i^n (y_i^{\text{эсп.}} - \bar{y}_i^{\text{эсп.}})^2}{n} \cong \frac{\sum_i^n (y_i - \bar{y}_i)^2}{n} = \frac{\sum_i^n (\Delta b_0)^2}{n} + \frac{(\Delta b_1)^2 \sum_i^n x_{1i}^2}{n} + \frac{(\Delta b_2)^2 \sum_i^n x_{2i}^2}{n} + \dots,$$

где j изменяется от нулевого значения до величины k .

Поскольку везде $\sum_i^n (x_i)^2 = n$, то, с учетом того, что $\Delta b_j = \Delta b_0 = \Delta b_1 = \Delta b_2 = \dots$, и $\Delta b_j = b_j - B_j$ (B_j – истинные значения коэффициентов нормированного уравнения регрессии), получаем выражение:

$$\frac{\sum_i^n (y_i - \bar{y}_i)^2}{n} \approx \sum_i^n \Delta b_j^2 \approx \Delta b_j^2 \cdot (k+1), \text{ откуда имеем}$$

$$(\Delta b_j) \approx \pm \sqrt{\frac{\sum_i^n (y_i - \bar{y})^2}{n(k+1)}}, \quad (7)$$

где k – число угловых коэффициентов данного уравнения.

Список литературы

1. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
2. Налимов В. В. Теория эксперимента / В. В. Налимов – М.: Наука, 1971. – 208 с.
3. Сквайрс Дж. Практическая физика / Дж. Сквайрс. – М.: Мир, 1971 – 246 с.

Одержано 10.12.2017

© Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Ol'shanetskii V. On the evaluation of the reliability of orthogonal plans in the modeling of functional dependencies

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2017**

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 13.04.2018. Формат 60×84/8
Папір офс. Ризогр. Ум. др. арк. 14,4
Тираж 300 прим. Зам. № 342

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005