

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

№ 1'2015

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2015

Постановою президії ВАК України № 1-05/1 від 10.02.2010 р. 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 технічних наук.

Інтернет-сторінка журналу: <http://journal.zntu.edu.ua/nmt/index.php?page=index> .

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

Журнал НМТ міститься у міжнародній базі наукових видань Index Copernicus (<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), 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 змцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков (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. Ф. Терент'єв (ІММ РАН), Росія

д-р техн. наук С. Т. Мілейко (ІФТТ РАН), Росія

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

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

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

д-р техн. наук М. М. Бриков (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 Ю. Ф. Терновий (УкрНДІспецсталь), Україна

д-р техн. наук Л. Й. Івченко (ЗНТУ), Україна

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

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, 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 № 12 від 03 червня 2015 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, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук, Д. Л. Денисов

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

Постановлением президиума ВАК Украины № 1-05/1 от 10.02.2010 г. журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении» (сокращенное название - НМТ), который издается с 1997 года, включен в перечень специализированных научных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на получение научных степеней доктора и кандидата технических наук.

Интернет-страница журнала: <http://journal.zntu.edu.ua/nmt/index.php?page=index>.

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

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

д-р техн. наук, профессор Ю. Н. Внуков (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. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия

д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ РАН), Россия

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

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

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

д-р техн. наук М. Н. Брыков (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 Ю. Ф. Терновой (УкрНИИИспецсталь), 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)

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, Ю. Н. Внуков, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, 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 № 12 от 03 июня 2015 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Корректоры: Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Е. С. Бондарчук, Д. Л. Денисов

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 авторіві.

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>Снежной Г.В., Ольшанецкий В.Е., Снежной В.Л.</i> О ВИДАХ И ГРАНИЦАХ СОСТОЯНИЙ СТАБИЛЬНОГО И НЕСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА Fe-Cr-Ni СТАЛЕЙ	7
<i>Завдовеев А.В.</i> СТАРІННЯ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ, ОТРИМАНОЇ ТЕПЛОЮ ГВИНТОВОЮ ЕКСТРУЗІЄЮ	14
<i>Пономаренко А.М., Губарь Е.Я., Фенько И.И., Васильченко В.Ю.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ, СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ПОКРЫТИЯ СОСТАВА Ti-Al-Zr-Mo	20
<i>Наривский А.Э., Беликов С.Б.</i> ХАРАКТЕРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕЛЕКТИВНОГО РАСТВОРЕНИЯ ПИТТИНГОВ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ AISI 321 В МОДЕЛЬНЫХ ОБОРОТНЫХ ВОДАХ	24
<i>Беликов С.Б., Силованюк В.П., Волчок И.П., Митяев А.А.</i> ВЛИЯНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ НА ПРЕДЕЛ УСТАЛОСТИ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ	32

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Середа Б.П., Палехова И.В., Середа Д.Б.</i> ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ТИТАНОМ И БОРОМ	38
<i>Іванов В.Г., Парахневич Є.М.</i> ВПЛИВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВЛЕННЯ НА МОРФОЛОГІЮ ГРАФІТНОЇ ФАЗИ В СІРИХ ЧАВУНАХ	43
<i>Дядя С.И., Козлова Е.Б., Гермашев А.И., Сердюк А.А.</i> ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КОНЦЕВОГО ФИНИШНОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КОЛЕБАНИЙ ТОНКОСТЕННОЙ ДЕТАЛИ	46
<i>Фролов М.В.</i> ОЦЕНКА СИЛОВЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПРИ ТОЧЕНИИ РЕЗЦАМИ С КРУГЛЫМИ ПЛАСТИНАМИ ПОСРЕДСТВОМ «ЭКВИВАЛЕНТНЫХ» ПАРАМЕТРОВ	53
<i>Корчак Е.С., Андреев А.А.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССА АВТОФРЕТИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОСЛОЙНЫХ КОНТЕЙНЕРОВ ПРОМЫШЛЕННЫХ ГАЗОСТАТОВ	57
<i>Шейко С.П., Третьяк В.И., Демченко Н.Н.</i> ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ 10ХФТБч	62
<i>Акімов І.В.</i> ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИТОЇ ГРАФІТИЗОВАНОЇ СТАЛІ	65
<i>Волчок И.П., Клочихин В.В., Лоза К.Н., Лукинов В.В., Митяев А.А.</i> ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ И СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ	69

<i>Митяев А.А., Волчок И.П., Лоза К.Н., Клочихин В.В., Лукинов В.В., Фролов Р.А.</i> ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА АК5М (АЛ5)	75
--	----

<i>Широкобокова Н.В.</i> АНАЛІЗ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СИЛУМІНІВ ПРИ РІЗНИХ РЕЖИМАХ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ	78
---	----

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Гайдук С.В., Петрик И.А., Кононов В.В.</i> СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРИВАЕМОСТИ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	82
---	----

<i>Колобов Г.А., Павлов В.В., Карпенко А.В., Колобова А.Г.</i> РАФИНИРОВАНИЕ ТУГОПЛАВКИХ РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ IV ГРУППЫ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ЭЛЕМЕНТОВ	89
--	----

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Лоскутов С.В., Ершов А.В., Зеленина Е.А.</i> ТЕПЛООБМЕН ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ЖИДКОЙ ЧАСТИЦЫ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ	96
---	----

<i>Мастинковский Ю.В.</i> ТЕРМОУПРУГИЕ ВОЛНЫ В ПОЛОМ КРУГОВОМ ЦИЛИНДРЕ	100
---	-----

<i>Анпілогов Д.І.</i> ВИЗНАЧЕННЯ ЧАСТОТ ПЛОСКИХ ЗГІНАЛЬНИХ КОЛИВАНЬ КОНСОЛЬНОГО СТЕРЖНЯ	103
--	-----

<i>Levada V.S., Khizhnyak V.K., Levitskaya T.I.</i> INTEGRAL REPRESENTATION DISCONTINUOUS SOLUTION OF THE PROBLEM OF BENDING OF ANISOTROPIC PLATES	107
--	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Плескач В.М.</i> ПРО ДЕЯКІ ТЕРМІНОЛОГІЧНІ ПОМИЛКИ У НАУКОВИХ ПУБЛІКАЦІЯХ	115
--	-----

<i>Чечель М.В.</i> СУЧАСНЕ ВИКОРИСТАННЯ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ	118
--	-----

<i>Степанов Д.Н.</i> ФИНИШНАЯ ОБРАБОТКА ТОНКОСТЕННЫХ И СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ. СООБЩЕНИЕ 1. АНАЛИЗ ФИНИШНО-ОТДЕЛОЧНЫХ МЕТОДОВ	122
---	-----

<i>Степанов Д.Н.</i> ФИНИШНАЯ ОБРАБОТКА ТОНКОСТЕННЫХ И СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ. СООБЩЕНИЕ 2. ЩЕТОЧНЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНО-АБРАЗИВНЫХ ВОЛОКОН	126
--	-----

<i>Ольшанецкий В.Е., Овчинников А.В., Джуган А.А., Михайлютенко О.А.</i> УПЛОТНЯЕМОСТЬ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ФОРМОЙ ЧАСТИЦ	130
---	-----

<i>Каморкин П.А.</i> РАЗВИТИЕ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОФИЛЬНОГО МЕТОДА	134
---	-----

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной¹, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий¹,
канд. физ.-мат. наук В. Л. Снежной²

¹ Запорожский национальный технический университет, ² Запорожский национальный университет;
г. Запорожье

О ВИДАХ И ГРАНИЦАХ СОСТОЯНИЙ СТАБИЛЬНОГО И НЕСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА Fe-Cr-Ni СТАЛЕЙ

Предложена магнитометрическая диаграмма, позволяющая установить области неустойчивого и относительно стабильного аустенита в хромоникелевых сталях. Для получения информации, касающейся вопросов его стабильности, использован высокоточный метод определения универсального критерия парамагнетизма аустенита (удельная магнитная восприимчивость χ_0) с учетом перераспределения атомов хрома и никеля при образовании ферритной фазы. Сделана попытка объяснить экстремальное изменение параметра χ_0 в зависимости от содержания никеля в аустенитной фазе.

Ключевые слова: неустойчивый и относительно стабильный аустенит, никель, магнитная восприимчивость, феррит.

Введение

Известно, что основной структурной составляющей Fe-Cr-Ni сталей является аустенит, который условно разделяют без указания соответствующих границ на неустойчивый, умеренно неустойчивый и стабильный [1–3]. Многие исследователи в качестве критерия стабильности деформированных (20–30 %) аустенитных нержавеющих сталей принимают отсутствие $\gamma \rightarrow M$ превращения при комнатной температуре [4]. Например, при пластической деформации 15–20 % в стали 12X18H9T повышается интенсивность магнитного насыщения, что указывает на образование мартенсита и свидетельствует о неустойчивости аустенита данной стали к фазовым переходам [5]. Изучению фазовых превращений в аустенитных хромоникелевых сталях магнитными методами посвящено много работ, например [6–8]. Неустойчивость аустенита и изменение парамагнитного состояния аустенита (мерой которого является удельная магнитная восприимчивость χ_0) рассматривалось при воздействии температурно-силовых факторов в работах [6, 7, 9, 10–12]. Однако сами вопросы стабильности и неустойчивости аустенита, а также существование их границ все еще недостаточно изучены (в литературе практически отсутствует подобная информация). Поэтому представляет интерес более детально разобраться в этих вопросах.

Цель настоящей работы: попытаться обобщить и систематизировать эти проблемные вопросы и, используя новые экспериментальные данные, выявить границу, разделяющую состояния стабильности и неустойчивости аустенита в Fe-Cr-Ni сталях при комнатной температуре в зависимости от содержания никеля.

Эксперименты и результаты, их обсуждение

Опыты проводили на образцах аустенитных хромоникелевых сталей четырех групп. К первой группе относили трубные заготовки промышленного производства $\varnothing 110 \dots 170$ мм. Вторую группу составляли опытные стали, полученные в литейной лаборатории Запорожского национального технического университета. В третью группу входили промышленные стержни диаметром 4 мм, применяемые для сварочных электродов. К четвертой группе принадлежали стали, подтверждающие предложенную в данной работе магнитометрическую диаграмму стабильности и неустойчивости аустенита при комнатной температуре в зависимости от содержания никеля.

Химический состав всех групп сталей приведен в таблице 1. Количественное содержание P_α феррита и мартенсита в объемных процентах и удельную парамагнитную восприимчивость χ_0 аустенита определяли по методикам [13–15].

Таблица 1 – Химический состав исследованных Fe-Cr-Ni сталей (% масс.)

№ плавки	Марка стали	Группы сталей	Состав, масс. %					
			C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si
1	09X18H9T	I группа	0,09	17,90	8,50	0,58	1,46	0,43
2	08X18H9T		0,08	17,30	8,85	0,53	1,30	0,40
3	11X18H10T		0,11	17,20	9,80	0,56	1,29	0,44
4	10X18H10T		0,10	17,50	10,65	0,48	1,26	0,36
5	05X18H10T		0,05	17,64	10,97	0,36	1,52	0,42
6	10X18H12T		0,10	17,90	11,20	0,48	1,35	0,55
7	08X17H8T	II группа	0,08	16,5	7,52	0,45	0,96	1,20
8	10X17H9T		0,10	17,1	8,57	0,46	1,12	1,21
9	11X17H11T		0,11	16,6	10,63	0,48	0,97	1,25
10	10X17H12T		0,10	16,7	11,99	0,45	0,95	1,18
11	07X17H13T		0,07	16,8	13,15	0,47	1,15	1,15
12	09X17H15T		0,09	16,5	14,47	0,45	1,03	1,22
13	10X17H16T		0,10	16,6	15,76	0,46	0,98	1,20
14	08X16H26	III группа	0,08	15,084	26,38	0,014	1,19	0,52
15	25X14H34T		0,245	13,82	34,0	0,439	0,77	0,477
16	10X23H18	IV группа	0,10	22,6	18,70	–	0,94	0,44
17	10X16H13		0,13	15,83	13,70	–	1,37	1,07
18	14X17H18		0,14	16,808	17,770	–	1,48	1,18
19	12X15H16		0,12	14,874	15,541	–	1,57	0,95
20	12X18H9T		0,12	17,854	9,420	0,252	1,316	0,250
21	12X18H10T		0,12	18,089	10,463	0,460	1,582	0,304
22	12X18H10T		0,12	17,797	10,867	0,486	1,505	0,304

Далее рассмотрим особенности проведения экспериментальных исследований. В I группе сталей образцы размером $\sim 2 \times 2 \times 2$ мм³ вырезали из трубных заготовок, а затем проводили их химическое травление для снятия поверхностных напряжений. Затем образцы использовали для магнитометрических измерений [13, 14]. Для подобного рода исследований из сталей II группы вырезали образцы размером $\sim 3 \times 3 \times 3$ мм³ из середины закаленных слитков, предварительно нагретых до 1050 °С, с выдержкой 30 мин, а затем закаленных в воду. Стали I и II группы соответственно были близки по содержанию хрома и других элементов, т.е. плавки I и II группы подбирались так, чтобы такие элементы, как C, Cr, Ti, Mn, Si содержались в сталях примерно в одинаковых количествах.

К сталям III группы относились промышленные стержни с повышенным содержанием никеля. Высота вырезанных образцов из этих сталей составляла ~ 3 мм. Промышленные стали IV группы служили объектом экспериментальной проверки предложенной в данной работе магнитометрической диаграммы стабильности

и нестабильности аустенитных Fe-Cr-Ni сталей. В табл. 2 приведены найденные исходные значения количеств P_α феррита и удельной магнитной восприимчивости χ_0 аустенита при изменении содержания никеля при комнатной температуре.

На рис. 1 представлена магнитометрическая диаграмма, полученная на основании проведенных исследований и дающая, на наш взгляд, достаточно полную характеристику, касающуюся областей неустойчивого и устойчивого аустенита. На графике (см. рис. 1) в точке О (минимум приведенной зависимости), соответствующей содержанию никеля $11,0 \pm 0,5$ % масс. %, отложе-

на граничная относительная величина $\eta_{zp} = \left(\frac{n_{Ni}}{n_{Fe}} \right)$ в

условных единицах, где n_{Ni} – атомная концентрация в стали никеля, n_{Fe} – железа. Согласно диаграмме, можно наблюдать возрастание χ_0 по обе стороны минимального значения этого параметра (точка О на диаграмме). Такое разное поведение зависимости функции

$\chi_0 = f(\eta_{cp})$ можна спробувати пояснити тим, що стали лівой «ветви» являються двухфазними (А+Ф), що посилює парамагнетизм аустеніта (χ_0 зростає) з відносним збільшенням вмісту нікелю в останньому [16]. При цьому з збільшенням кількості ферриту (від 0,03 % до 4, 20 %) від точки О до точки В зростає удільна магнітна вразливість χ_0 аустеніта (від $2,80 \cdot 10^{-8}$ до $44,9 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$). По суті крива ОВ характеризує плавний перехід А→Ф з зниженням вмісту нікелю від точки О до точки В (збільшенням кількості ферриту). Тому на основі робіт [17, 18] можна передбачити, що зростання χ_0 на ділянці ОВ зумовлено поступовим переходом до домінуючого ферромагнітного взаємодію між сусідніми атомами аустеніта і дальнього антиферромагнітного.

В однофазній області (права частина діаграми) від точки О до точки С значення χ_0 також збільшуються. Точки 14 і 16 (номери відповідають табл. 3) лежать

в зоні практичного відсутності поліморфного перетворення аустеніта.

Ураховуючи низьку розчинність нікелю в ферриті, можна полагати, що при його утворенні в аустеніті змінюється співвідношення атомів заліза і нікелю на користь нікелю (з-за відводу значущого числа атомів заліза в атомну структуру ферриту в процесі фазового переходу). Це, природно, веде до збільшення χ_0 аустеніта, оскільки в ньому зростає кількість елемента, на початку являючись носієм ферромагнетизму. Таке збільшення вмісту нікелю в аустеніті досягає максимуму при збільшенні загального вмісту хрому в ферритній масі [16]. Що стосується правої частини діаграми на рис. 1, то при повному відсутності ферриту зростання χ_0 безпосередньо пов'язане з збільшенням числа атомів нікелю, який за природою є ферромагнетиком, і в результаті цього аустенітна фаза набуває схильності до посилення парамагнітного стану.

Таблиця 2 – Значення χ_0 , кількості ферриту P_α і вмісту нікелю в досліджуваних сталях

№ п/п	Марка сталі	Групи сталей	Вміст Ні, %	Кількість ферриту P_α , %	Удільна магнітна вразливість χ_0 аустеніта, $10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$
1	09X18H9T	I група	8,50	3,60	15,0
2	08X18H9T		8,85	3,10	10,0
3	11X18H10T		9,80	1,12	6,1
4	10X18H10T		10,65	0,33	4,00
5	05X18H10T		10,97	0,09	3,20
6	10X18H12T		11,20	0,00	2,80
7	08X17H8T	II група	7,52	4,20	44,9
8	10X17H9T		8,57	0,34	14,0
9	11X17H11T		10,63	0,03	3,8
10	10X17H12T		11,99	0,00	3,05
11	07X17H13T		13,15	0,00	3,25
12	09X17H15T		14,47	0,00	3,61
13	10X17H16T		15,76	0,00	4,00
14	08X16H26	III група	26,38	0,00	4,64
15	25X14H34		34,0	0,00	14,26
16	10X23H18	IV група	18,70	0,00	3,3
17	10X16H13		13,70	0,00	3,58
18	14X17H18		17,770	0,00	4,45
19	12X15H16		15,541	0,00	3,75
20	12X18H10T		9,420	0,078	2,39
21	12X18H10T		10,463	0,00	3,27
22	12X18H10T		10,867	0,00	3,32

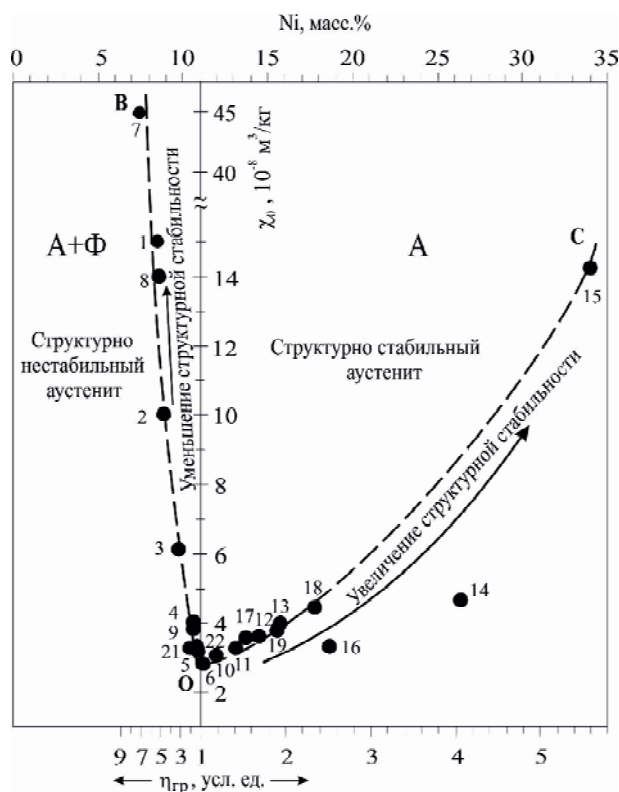


Рис. 1. Магнитометрическая диаграмма видов и границ стабильности и нестабильности аустенита Fe-Cr-Ni сталей при комнатной температуре в зависимости от содержания никеля (масс. %) и соотношения атомных концентраций никеля и железа η_{cr} в стали. Верхняя часть кривой ОВ – более структурно нестабильный, а нижняя – менее структурно нестабильный аустенит. Нижняя часть кривой ОС – менее стабильный, а верхняя – более стабильный аустенит. Точки соответствуют номерам табл. 2

В работах [3, 6, 9–12, 18–24, 26–28] установлено, что при пластической деформации сжатием положение истинной деформационной мартенситной точки M_d зависит от парамагнитного состояния аустенита, которое описывается удельной магнитной восприимчивостью χ_0 и которая, в свою очередь, зависит от содержания никеля (см. табл. 2). Смещение этой точки M_d в сторону возрастания указывает на повышение стабильности аустенита. Следовательно, по значениям χ_0 можно оценивать степень структурной стабильности и нестабильности аустенитных хромоникелевых сталей.

Доказательством справедливости предложенной магнитометрической диаграммы могут служить экспериментальные данные, полученные в работах [3, 6, 10–12, 19, 21, 23–25]. В табл. 3 представлены значения исходной удельной парамагнитной восприимчивости χ_0 аустенита, стартовой магнитной восприимчивости χ_s при зарождении мартенсита деформации, значения количеств феррита P_α , а также показаны истинные деформационные мартенситные точки M_d сталей в зависимости от содержания никеля при комнатной температуре.

Для наглядности последняя зависимость показана на рис. 2. Как видим, с увеличением χ_0 возрастают значения деформационных мартенситных точек M_d .

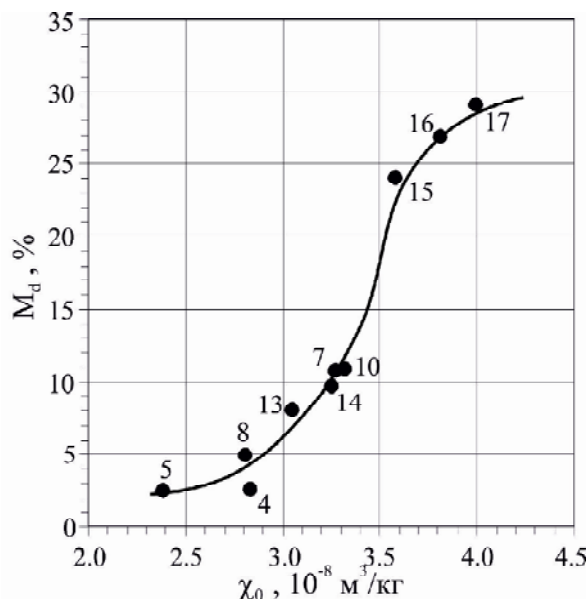


Рис. 2. Зависимость истинной деформационной мартенситной точки M_d от удельной магнитной восприимчивости аустенита χ_0 Fe-Cr-Ni сталей [3, 6, 10, 11, 21, 24, 25] (точки соответствуют номерам табл. 3)

Отметим, что график рис. 2 относится к правой «ветви» диаграммы (см. рис. 1), в которой практически отсутствует ферритная фаза. Таким образом, стали, имеющие весьма низкое содержание феррита ($\sim < 0,1\%$), не нарушают поведение χ_0 в начальной стадии правой «ветви» диаграммы. Это объясняется тем, что при содержании феррита 0,06–0,08 % магнитные моменты феррита и аустенита в образце равны [14]. В нашем случае, для образцов (точки 4 и 5, см. табл. 3), содержащих количество феррита $P_\alpha = 0,06\%$ и 0,078 % соответственно, лежат в районе этого интервала, что позволяет пренебречь незначительным содержанием феррита и такие стали считать практически парамагнитными.

Следовательно, повышение положения истинных мартенситных точек M_d для сталей, соответствующих граничному и большему содержанию никеля, подтверждает достоверность предложенной диаграммы, касающейся видов и границ состояний относительно стабильных и нестабильных Fe-Cr-Ni сталей.

На рис. 3 показано возрастание положения точки M_d с увеличением содержания никеля для сталей, соответствующих правой «ветви» диаграммы, что подтверждает повышение их стабильности с увеличением параметра χ_0 .

Из кривой зависимости P_α от концентрации никеля (рис. 4) следует, что содержание никеля $\sim 11\%$ подтверждает границу раздела сталей, содержащих и не содержащих феррит. Это совпадает с граничным содержанием никеля на предложенной диаграмме рис. 1.

Таблиця 3 – Значения χ_0 , количеств феррита P_α , истинных деформационных мартенситных точек M_d , стартовой магнитной восприимчивости χ_s в зависимости от содержания никеля

№	Марка стали	Содержание никеля, %	$\chi_s, 10^{-8}$ м ³ /кг	$M_d, \%$	$\chi_0, 10^{-8}$ м ³ /кг	$P_\alpha, \%$	Источник
1	08X17H8T	7,52	–	–	44,9	4,20	*
2	09X18H9T	8,50	–	–	15,0	3,60	[23]
3	08X18H9T	8,85	–	–	10,0	3,10	[23]
4	102X18H9-У	9,20	3,06	2,8	2,82	0,06	[24]
5	12X18H10T	9,42	8,5	2,40	2,39	0,078	[25]
6	X18H10	9,80	–	–	6,1	1,12	[23]
7	12X18H10T	10,463	3,94	10,73	3,27	0,00	[21]
8	08X18H10T	10,567	3,23	4,85	2,81	0,00	[11]
9	10 X18H10T	10,65	–	–	4,00	0,33	[23]
10	12X18H10T	10,867	4,6	10,90	3,32	0,00	[10]
11	05X18H10T	10,97	–	–	3,20	0,09	[23]
12	10X18H12T	11,20	–	–	2,8	0,00	[12]
13	10X17H12T	11,99	3,05	7,95	3,05	0,00	[6]
14	07X17H13T	13,15	3,25	9,73	3,25	0,00	[6]
15	10X18H13	13,70	3,83	23,98	3,58	0,00	[3]
16	09X17H13T	14,47	3,61	26,9	3,81	0,00	[6]
17	10X17H16T	15,76	4,5	29,0	4,00	0,00	[6]
18	14X17H18	17,77	–	>67	4,45	0,00	[19]
19	10X23H18	18,7	–	>56	3,30	0,00	[3]

* - измерения и расчеты, выполненные по методике [13]

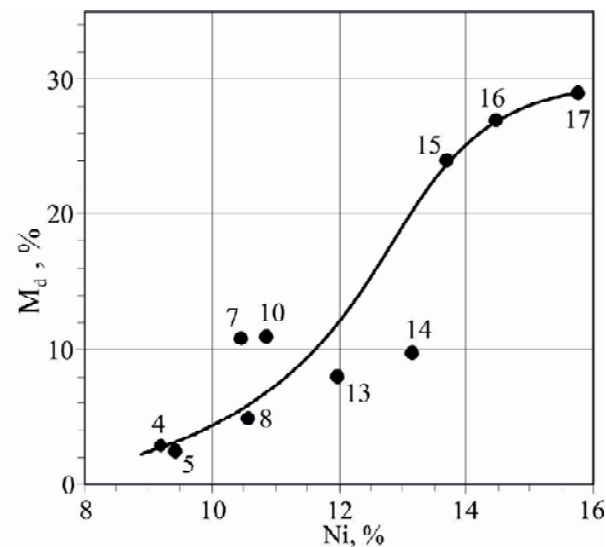


Рис. 3. Зависимость истинной деформационной мартенситной точки M_d от содержания никеля в Fe-Cr-Ni сталях [3, 6, 10–12, 21, 23–25] (точки соответствуют номерам табл. 3)

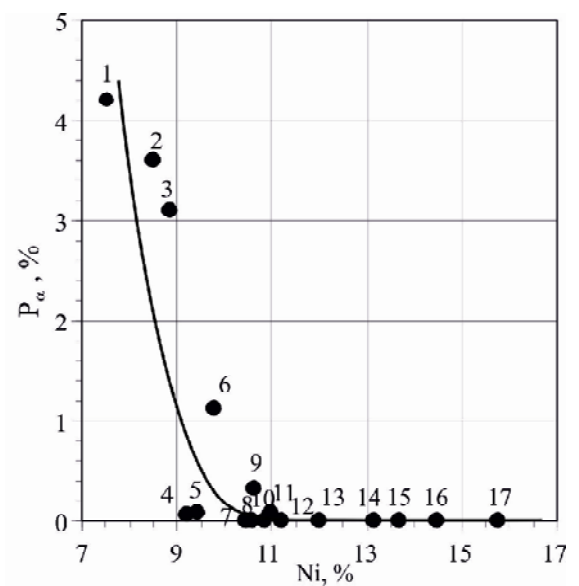


Рис. 4. Зависимость количества феррита P_α от содержания никеля в Fe-Cr-Ni сталях (точки соответствуют номерам табл. 3)

Тот факт, что с увеличением степени деформации аустенитных сталей повышается количество мартенситных фаз (ϵ и α'), можно попытаться объяснить тем, что с повышением внутренних напряжений (при деформации сжатием и увеличении содержания никеля) возрастает энергия дефектов упаковки (рис. 5). Это не позволяет «захлопываться» большим вакансионным диском с образованием их дефектов упаковки гексагонального типа. Поскольку, как считается, в условиях пластической деформации, в нашем случае сжатием, α' -мартенсит образуется преимущественно на ϵ -мартенсите, «подкладка» которого является дефектом упаковки указанного типа. Это, скорее всего, и объясняет причину повышенной структурной стабильности аустенита в этих сталях с повышенным содержанием никеля (рис. 5).

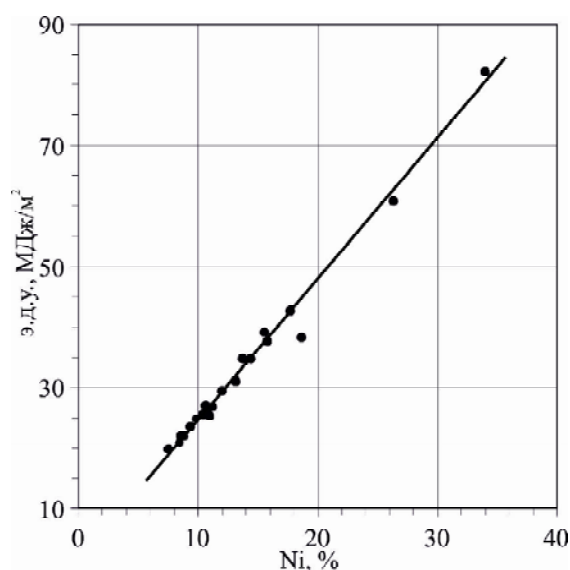


Рис. 5. Зависимость энергии дефектов упаковки от содержания никеля в Fe-Cr-Ni сталях (расчет выполнен по формуле, приведенной в [29])

Выводы

1. Показано, что нестабильность аустенита присуща сталям, содержащим феррит, а относительная стабильность — не содержащих или содержащих весьма низкое количество ферритной фазы.
2. Установлена условная граница содержания никеля ($11,0 \pm 0,5$ %) при переходе от структурно нестабильных к стабильным аустенитным Fe-Cr-Ni сталям.
3. Предложена магнитометрическая диаграмма видов и степени стабильных и нестабильных аустенитных хромоникелевых сталей, основанная на зависимости удельной парамагнитной восприимчивости аустенита от содержания никеля при комнатной температуре.

Список литературы

1. Малинов Л. С. Ресурсосбережение за счет применения экономно-легированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получения многофазных ме-

тастабильных структур и управление структурными и фазовыми превращениями (обзор) / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. — 2011. — №1. — С. 93–105.

2. Чейлях А. П. Возможности создания метастабильных состояний аустенита в сплавах на основе железа / А. П. Чейлях // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. — 2002. — № 2. — С. 31–34.
3. Ольшевецкий В. Е. О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / В. Е. Ольшевецкий, Г. В. Снежной // Физика и техника высоких давлений. — 2013. — Т. 23. — № 2. — С. 78–87.
4. Каховский Н. И. Сварка нержавеющей сталей / Каховский Н. И. — К. : Техніка, 1968. — 312 с.
5. Гуляев А. П. Нержавеющие хромомарганцевоникельзотистые стали с титаном, ниобием и молибденом / А. П. Гуляев, Ю. С. Медведев // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1962. — № 2. — 21 с.
6. Ольшевецкий В. Е. О структурной и магнитной стабильности аустенита в хромоникелевых и марганцевых сплавах при холодной деформации / В. Е. Ольшевецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2015. — № 1.
7. Применение магнитных методов для исследования эволюции структуры в аустенитных нержавеющей сталях после длительной эксплуатации энергоблоков на АЭС / [В. А. Десненко, Л. С. Ожигов, Ж. С. Ажажа и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». — 2009. — №4 (2). — С. 241–246.
8. Влияние состава и температуры на перераспределение легирующих элементов в процессе холодной деформации Fe-Cr-Ni сплавов / [А. И. Дерягин, В. А. Завалишин, В. В. Сагарадзе, и др.] // ФММ. — 2008. — Т. 106. — № 3. — С. 301–311.
9. Фазовые превращения в хромоникелевых сталях 18-10 со стабильным и нестабильным аустенитом / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Сб. научных трудов «Стародубовские чтения 2011». Серия «Строительство, материаловедение, машиностроение». — 2011. — С. 641–647.
10. Сніжної Г. В. Зародження мартенситу деформації в хромонікелевих сталях аустенітного класу / Г. В. Сніжної // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2011. — Т. 47. — № 3. — С. 84–89.
11. Snizhnoi G.V. Magnetic state of the deformed austenite before and after martensite nucleation in austenitic stainless steels / G. V. Snizhnoi, M. S. Rasshchupkyna // Journal of Iron and Steel Research, International. — 2012. — Vol. 19. — № 6. — P. 42–46.
12. Сніжної Г. В. Залежність магнетованости аустеніту від концентрації нікелю в структурно нестабільних корозійно-стійких крицях / Г. В. Сніжної, В. Г. Мищенко, В. Л. Сніжної // Металлофізика і новітні технології. — 2010. — Т. 32. — № 3. — С. 281–287.
13. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации α -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Литье и металлургия. — 2009. — № 3(52). — С. 241–244.
14. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний α -фазы в аустенитных сталях / [В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко,

- В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий] // ФММ. – 1970. – Т. 30. – № 2. – С. 363–366.
15. Ольшанецкий В. Е. О физической трактовке мартенситной точки / В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Снежной // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 4. – С. 894–896.
16. Снежной В. Л. Определение низких содержаний альфа-фазы в аустенитных хромоникелевых сталях и влияние магнитного поля на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение : дис. ... кандидата физ.-матем. наук : 046 – физика твердого тела / Снежной Валентин Лукьянович / Днепропетровск, 1968. – 130 с.
17. Ромашев Л. Н. Изменение магнитных свойств стали вблизи мартенситной точки / Л. Н. Ромашев, Л. Д. Ворончихин, И. Г. Факиров // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 2. – С. 291–294.
18. Снежной Г. В. Эволюция магнитного состояния аустенита при холодной пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2014. – № 2. – С. 20–25.
19. Снежной Г. В. Зарождение первых порций ϵ - и γ -мартенситов деформации в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Сб. научных трудов «Стародубовские чтения 2015». Серия «Строительство, материаловедение, машиностроение». – 2015. – С. 307–313.
20. Ольшанецкий В. Е. Об особенностях развития мартенситных превращений в никель содержащих аустенитных сталях при деформации сжатием / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2013. – № 2. – С. 20–25.
21. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенита вблизи истинной деформационной мартенситной точки хромоникелевых сталей аустенитного класса / Г. В. Снежной // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 599–604.
22. Снежной Г. В. О возможности классификации по магнитному состоянию степени стабильности аустенитных Fe-Cr-Ni сталей / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Сб. научных трудов «Стародубовские чтения 2014». Серия «Строительство, материаловедение, машиностроение». – 2014. – Вып. 73. – С. 102–106.
23. Снежной Г. В. Контроль количества δ -феррита в сталях типа 18–10 методом определения парапроцессной магнитной восприимчивости / Г. В. Снежной // Авиационно-космическая техника и технология. – 2011. – № 10 (87). – С. 22–25.
24. Сніжної Г. В. Магнетна поведінка аустеніту на початку утворення мартенситу деформації в криці 10X18H9-Y / Г. В. Сніжної // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12. – № 3. – С. 748–752.
25. Снежной Г. В. О возможности контроля малых деформаций аустенитных хромоникелевых сталей магнитометрическим методом / Г. В. Снежной // Авиационно-космическая техника и технология. – 2010. – № 9(76). – С. 131–135.
26. Сніжної Г. В. Магнітний стан аустеніту сталі 08X20H9Г2Б після кріогенної обробки / Г. В. Сніжної, С. В. Бобирь // Фізика і хімія твердого тіла. – 2014. – Т. 15. – № 4. – С. 814–817.
27. Ольшанецкий В. Е. О высокоточной оценке истинных мартенситных точек в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов / В. Е. Ольшанецкий, Г. В. Снежной // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2012. – № 1. – С. 15–21.
28. Снежной Г. В. О структурной и магнитной стабильности аустенита / Г. В. Снежной, В. Е. Ольшанецкий, В. Н. Сажнев // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2014. – № 1. – С. 36–40.
29. Gholizadeh H. The influence of interstitial carbon on the γ -surface in austenite / H. Gholizadeh, C. Draxl, P. Puschnig // Acta Materialia. – 2013. – Т. 61. – С. 341–349.

Одержано 27.05.2015

Сніжної Г.В., Ольшанецький В.Ю., Сніжної В.Л. Про види і межі станів стабільного і нестабільного аустеніту Fe-Cr-Ni сталей

Запропоновано магнітометричну діаграму, що дозволяє встановити зони нестабільного і відносно стабільного аустеніту в хромоникелевих сталях. Для отримання інформації, яка стосується питань його стабільності використано високоточний метод визначення універсального критерію парамагнетизму аустеніту (питома магнітна сприйнятливості c_0) з урахуванням перерозподілу атомів хрому і нікелю при утворенні феритної фази. Зроблено спробу пояснити екстремальну зміну параметра c_0 залежно від вмісту нікелю в аустенітній фазі.

Ключові слова: нестабільний і відносно стабільний аустеніт, нікель, магнітна сприйнятливості, ферит.

Snizhnoi G., Ol'shanetskii V., Snizhnoi V. Types and boundary of condition stable and unstable austenite Fe-Cr-Ni steels

Magnetometric chart for identify areas of unstable and relatively stable austenite in chromium-nickel steels is offered. Precise method for determining the universal criterion of paramagnetism austenite (specific magnetic susceptibility c_0) to study the stability of the austenite has been used. Redistribution of chromium and nickel at formation of the ferrite phase was taken into account. The extreme behavior of the parameter c_0 depending on nickel content in austenitic phase is explained.

Key words: unstable and relatively stable austenite, nickel, magnetic susceptibility, ferrite.

СТАРІННЯ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ, ОТРИМАНОЇ ТЕПЛОЮ ГВИНТОВОЮ ЕКСТРУЗІЄЮ

Показано, що нагрів до 300 °С призводить до «зникнення» пластин цементиту. Цей факт не є нормальним, бо ці ефекти спостерігаються при підвищених температурах поблизу лінії фазового перетворення. Це відбувається через розчинення вуглецю у феритній матриці при високих температурах. У цьому випадку температура нагрівання становить 300 °С і це далеко від 723 °С. Ці факти можуть бути пояснені в припущенні, що в досліджуваній сталі, обробленій теплою гвинтовою екструзією, вуглець дифундує у ферритну матрицю при більш низькій температурі (300 °С), і це призводить до «зникнення» пластин цементиту. Результатом цього є однорідна структура фериту, перенасичена вуглецем в нерівноважному стані.

Ключові слова: низьковуглецева сталь, гвинтова екструзія, структура, властивості, старіння.

Попередні дослідження показали [1, 2], що зсувні деформації призводять до формування особливої структури, що відрізняється високим вмістом більшекутових меж зерен і низькою щільністю дислокацій у тілі феритного зерна. Інтерес до таких структур викликаний тим, що це дозволяє досягти унікальних поєднань властивостей [2, 3], таких як висока міцність і пластичність. Зміни структури в чистих металах при зсувних деформаціях вивчаються досить активно [1, 2]. Проте механізми зміни структури в складних сплавах, якими є сталі, ще мало вивчені. Це і визначає актуальність цих досліджень, що стосуються поведінки надлишкових фаз у маловуглецевій сталі при зсувних деформаціях.

Нашими ранніми дослідженнями [5–9] виявлено, що інтенсивна пластична деформація маловуглецевої сталі 20Г2С методом теплої гвинтової екструзії призводить до розчинення вуглецю у феритній матриці і до зміни морфології цементиту з пластинчастого на глобулярну. Вміст вуглецю у феритній матриці зростає в 1,4 рази, спостерігається зменшення цементитної складової Fe_3C з 20 до 6 % і зменшення текстурованості структури матеріалу. Встановлено, що тепла гвинтова екструзія призводить до подрібнення неметалевих включень (Fe_3Si) з 2 мкм до 30 нм. Однак на цей момент немає досліджень змін структури і властивостей цієї сталі при старінні під час подальшої експлуатації. Старіння в маловуглецевих низьколегованих сталях припускає наявність деякої залишкової пластичної деформації та/або нагрівання до невисоких температур. Саме поєднання цих факторів забезпечує термодифузійні умови старіння.

Добре відомо, що одним із проявів граничних станів металоконструкцій, які працюють в інтервалі температур 100–400 °С, є так звана деградація механічних властивостей металу [10]. Зазвичай це виражається в зниженні характеристик пластичності, може спостерігатися як підвищення так і зниження міцності. Наприклад, у роботах [6, 7] пониження тріщиностійкості в маловуг-

лецевих і низьколегованих сталях пов'язують з сегрегацією домішок по межах феритних зерен і з утворенням карбідних фаз. Старіння негативно позначається на експлуатаційних і технологічних властивостях багатьох сталей. Воно може протікати в будівельних і мостових сталях, що піддаються пластичній деформації при згинанні, монтажі, зварюванні і, посилюючись окрихчуванням при низьких температурах, стати причиною руйнування конструкції.

У цьому зв'язку в цій роботі зроблено спробу розглянути можливі механізми деградації властивостей маловуглецевої низьколегованої сталі 20Г2С після теплої гвинтової екструзії і старіння при різних температурах.

Методика експерименту

Як метод, який дозволяє реалізовувати зсувні деформації, використовувалася гвинтова екструзія [5], яка дозволяє протискати призматичну заготовку через матрицю з гвинтовим каналом. При цьому геометричні розмітки заготовки не змінюються, що дозволяє накопичувати великі ступені деформації. ГЕ здійснювали при температурі заготовки 400 °С і температурі оснастки 320 °С. Тиск пресування не перевищував 1200 МПа, прикладений протитиск становив 100 МПа. Величина одиничного ступеня деформації за один прохід $\epsilon \approx 2$, а накопичена деформація за три проходи $\epsilon \approx 6$. Старіння здійснювалося в печі SNOL 6,7/1300 L при температурах 100–400 °С.

Структурний аналіз сталі 20Г2С після теплої гвинтової екструзії. Структурний аналіз показав, що тепла гвинтова екструзія маловуглецевої сталі призводить до фрагментації структурних складових як фериту, так і перліту. За даними сканувальної електронної мікроскопії (рис. 1) показано, що середній розмір перлітних колоній зменшується з $(15 \pm 1,5)$ мкм до $(5 \pm 0,5)$ мкм, при цьому змінюється морфологія цементиту. Відбувається трансформація цементиту з пластинчастого в глобулярний (рис. 1, б, з). Це обумовлено зсувними напруженнями при ГЕ.

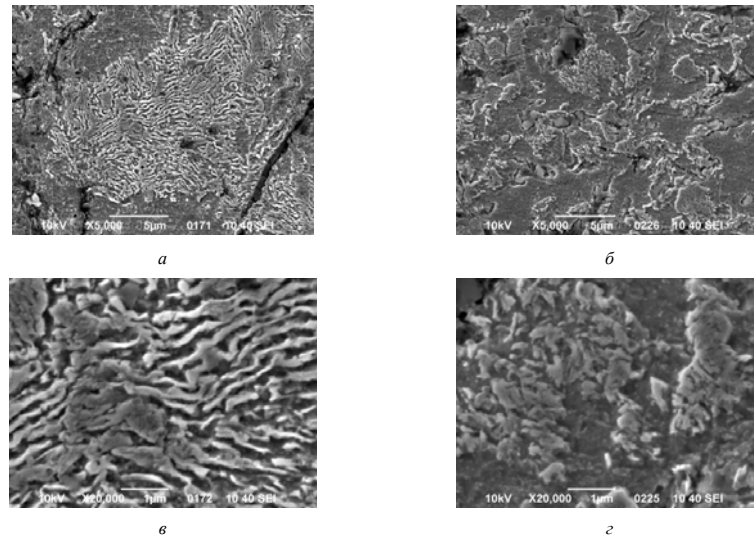


Рис. 1. Мікроструктура маловуглецевої сталі 20Г2С, сканувальна електронна мікроскопія: а, в – початковий стан; б, г – після гвинтової екструзії, $\epsilon = 6$

За даними енергодисперсійного і ДЗЕ аналізу встановлено, що відбувається перерозподіл легувальних компонентів (С, Мп) у фазах, змінюється співвідношення фаз. Питома частка цементитної фази (Fe_3C) зменшилася з 20 % до 6 %. Вміст вуглецю у феритній матриці зростає в 1,4 рази, а концентрація марганцю в межах похибки залишається незмінною.

Це пояснюється різною рухливістю легувальних елементів, тому, що енергія активації дифузії С менша ніж у Мп, а коефіцієнт самодифузії і швидкість вища. Простий зсув, реалізований ГЕ, сприяє активному перерозподілу легувальних елементів і масопереносу за рахунок інтенсифікації руху дефектів.

Установлено, що тепла гвинтова екструзія призводить до подрібнення неметалевих включень (Fe_3Si) з 2 мкм до 30 нм, що підтверджується як даними рентгеноструктурного аналізу, так і даними сканувальної електронної мікроскопії та трансмісійної електронної мікроскопії (рис. 2).

Вимірювання показали, що структурні зміни, які сформовані теплою ГЕ, приводять до збільшення мікротвердості в 1,5 рази (1550 ± 150 МПа в початковому стані, 2250 ± 225 МПа після теплої ГЕ).

Таким чином виявлено, що інтенсивна пластична деформація маловуглецевої сталі 20Г2С методом теплої гвинтової екструзії призводить до розчинення вуглецю в феритній матриці і до зміни морфології цементиту з пластинчастого на глобулярний. Вміст вуглецю у феритній матриці зростає в 1,4 рази, спостерігається зменшення цементитної складової Fe_3C з 20 до 6 %. Встановлено, що тепла гвинтова екструзія призводить до подрібнення неметалевих включень (Fe_3Si) з 2 мкм до 30 нм.

Структурний аналіз сталі 20Г2С після теплої гвинтової екструзії і старіння. Під старінням зазвичай розуміють зміну властивостей сталі, які протікають у часі без помітної зміни мікроструктури.

Однак у нашому випадку при створенні умов термомодеформаційного старіння можливі зміни не тільки властивостей, а й структури металу, оскільки попередня тепла гвинтова екструзія створила нерівноважний структурний стан через високий вміст вуглецю у феритній матриці.

Вочевидь, що старіння може реалізуватися внаслідок зміни розчинності вуглецю і марганцю в α -залізі при підвищенні температури. Зазвичай вважається

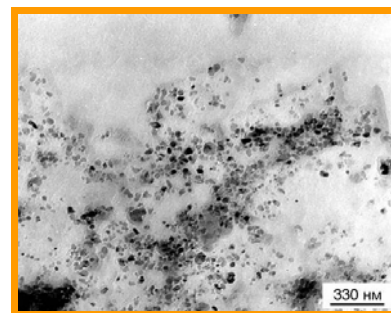
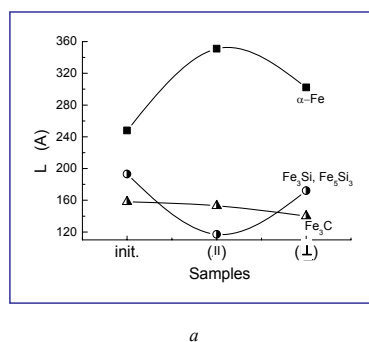


Рис. 2. Подрібнення надлишкових фаз у маловуглецевій сталі 20Г2С при гвинтової екструзії:

а – дані рентгеноструктурного аналізу, де L – розмір виділень Fe_3Si у паралельному та перпендикулярному перетинах щодо осі деформації, б – дані просвічуальної електронної мікроскопії

[11–15], що якщо в сталях при попередній термічній обробці був зафіксований пересичений α -розчин (як наприклад при зварюванні, охолодженні тонкого листа після прокатки та ін.), то при наступній її витримці при нормальній температурі (природне старіння) або при підвищеній (50...100 °C) температурі відбувається розпад твердого розчину з виділенням третинного цементиту у вигляді дисперсних частинок. Якщо в матеріалі створена висока щільність дислокацій, то при невеликих нагрівах на першому етапі відбувається зміцнення, що пов'язано, в основному, з погіршенням умов руху дислокацій і утворенням карбідних і нітридних предвиділень і виділень при нагріванні. Термічне і деформаційне старіння підвищують міцність та твердість, але одночасно різко знижують ударну в'язкість і підвищують поріг хладноламокості. На другому етапі спостерігається деяке укрупнення цих виділень і втрата ними когерентності меж, що призводить до зменшення рівня твердості.

На рис. 3 представлена мікроструктура сталі 20Г2С, отримана за допомогою оптичного мікроскопа після ГЕ і після старіння при різних температурах.

Аналіз зміни структури показав, що після ГЕ і відпуски при 150 °C перлітні колонії мають складну форму роздроблених острівців, розташованих переважно на межах зерен фериту. Сам ферит має викривлену пластичною деформацією форму і характеризується різнозернистістю. Розмір зерен відрізняється більш ніж у 2 рази (порівняти розмір зерен 7,5 мкм і 17,5 мкм). На рис. 4 наведено частотний розподіл зерен за розмірами, який показує наявність двох максимумів, що підтверджує наявність різнозернистості.

Викривлена форма феритних зерен успадкована після обробки теплою гвинтовою екструзією, а збільшення деяких зерен пов'язано зі змінами, які почалися при відпуску 150 °C. Слід зазначити, що зазвичай

при такій температурі відбуваються тільки процеси стокую точкових дефектів, для зміни розмірів і форми зерен, як правило, потрібні температури понад 300 °C [14]. Однак ці дані наводяться для традиційних способів обробки сталей, таких як прокатка, кування, осадка. Для сталей, оброблених методами інтенсивної пластичної деформації (прокатка із зсувом, гвинтова екструзія, крутіння в ковадлах Бріджмена, рівноканальнекутове пресування), сформована нерівноважна дислокаційна структура [1] і, значить, здатна до змін при невеликих нагрівах. Існують дослідження, які показують що, матеріали при таких обробках реагують на низькотемпературні нагріви від 50 °C і вище [2].

Пояснення такої поведінки матеріалу може критися в особливостях дефектної структури після ГЕ. Раніше нами було показано [11], що формування такої структури може призводити до інтенсифікованого руху дефектів, що виражається на мікрорівні в переміщенні деяких меж зерен. Подібні аномальні ефекти збільшення окремих зерен спостерігали також інші автори [13, 14].

Нагрівання до 300 °C призводить до «зникнення» цементитних пластин. Цей факт неординарний, тому зазвичай подібні ефекти спостерігаються при підвищених температурах поблизу лінії фазового перетворення. Це пов'язано з розчиненням вуглецю у феритній матриці при високих температурах. У цьому ж випадку температура нагріву становить всього 300 °C і вона далека від 723 °C. Подібний факт можна пояснити з припущення, що в досліджуваній сталі, обробленій теплою ГЕ, вуглець дифундує у феритну матрицю при більш низькій температурі (300 °C), і це призводить до «зникнення» пластин цементиту. В результаті утворюється однорідна (рис. 4, б) феритна структура, пересичена вуглецем до нерівноважного стану. Добре відомо, що рівноважний стан твердого розчину вуглецю в α -залізі при кімнатній температурі відповідає граничній

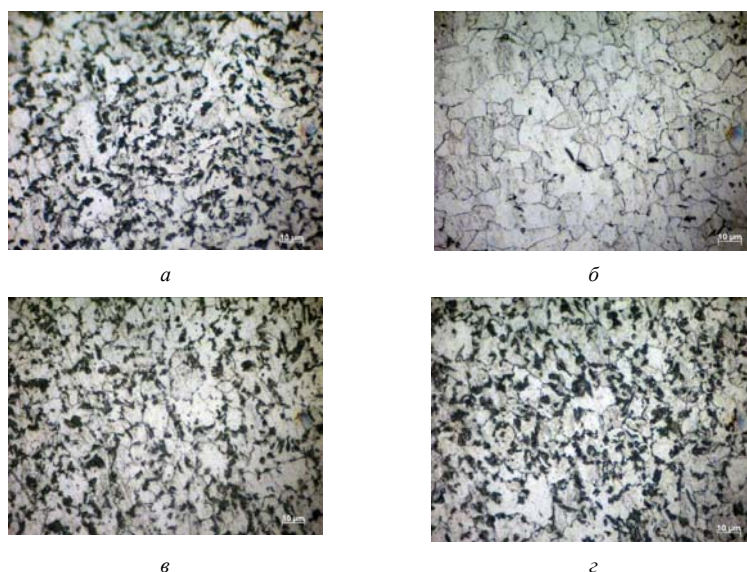


Рис. 3. Мікроструктура сталі 20Г2С після теплої ГЕ та старіння при температурах: а – 150, б – 300, в – 350, з – 400 °C

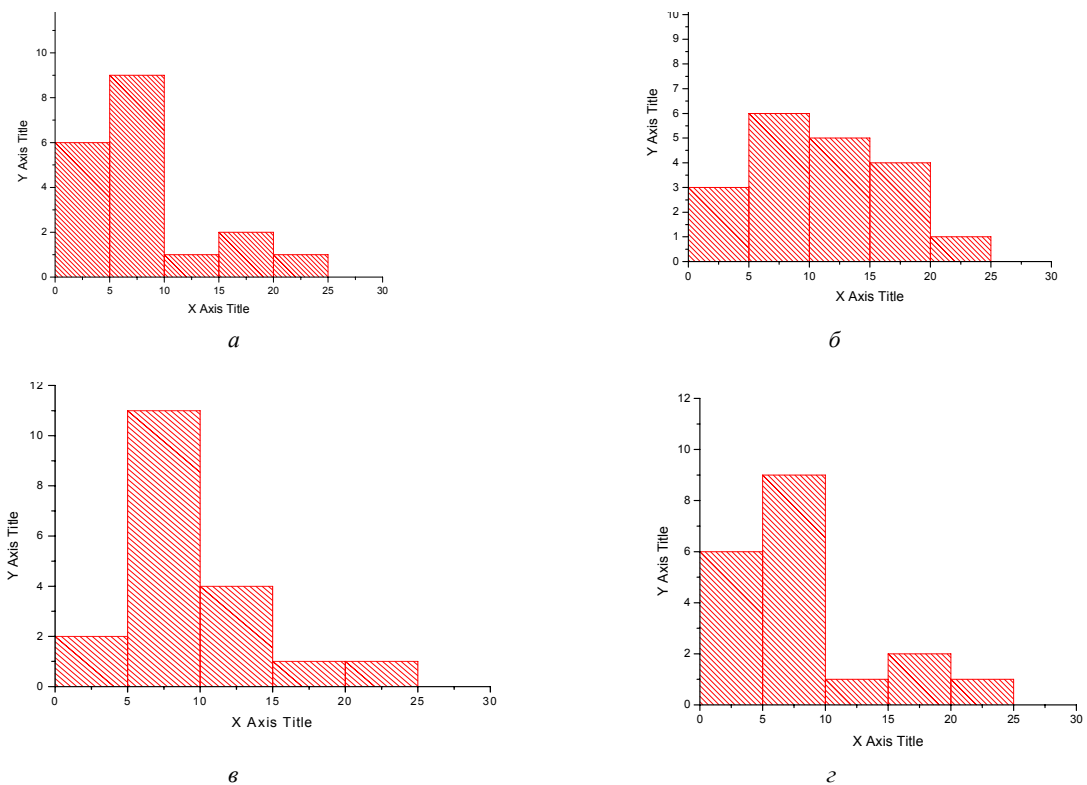


Рис. 4. Частотний розподіл розмірів зерен сталі 20Г2С після теплої ГЕ і старіння при температурах:

а – 150, *б* – 300, *в* – 350, *г* – 400 °C

концентрації 0,02 ваг.% [14]. На цей момент залишається відкритим питання: в якій формі і на яких дефектах може виділятися вуглець. Найімовірніше він повинен утворювати атмосфери навколо дислокаційних скупчень, але може бути, що він збагачує також зони стику більшокутових меж зерен або нанопори, якщо такі сформовані. Більш точні відомості про розташування вуглецю в пересиченому твердому розчині в сталі після теплої ГЕ можуть бути отримані тільки при проведенні прецизійних досліджень надалі.

Проте останнім часом в літературі з'явилися відомості про подібні спостереження іншими авторами. Наприклад, у роботах [13] визначено, що при деяких режимах термомеханічної обробки в сталі можна створити досить значне пересичення вуглецю. Як відомо, рівноважна концентрація вуглецю в решітці фериту при кімнатній температурі надзвичайно мала, проте ще в класичній монографії А. П. Гуляєва [14] зазначалося, що нерівноважна концентрація вуглецю у фериті за деяких умов обробки може на порядок перевищувати рівноважну і досягати ~ 0,15 ваг.%. Останні дослідження показують, що в умовах інтенсивної пластичної деформації нерівноважна концентрація вуглецю в залізі може досягати 0,5 ваг.%.

Розглянемо, що відбувається з досліджуваною сталлю при нагріванні до 350 °C. Розгляд оптичних фотографій мікроструктури показує, що структура знову складається з суміші ферито-перлітних фаз, що дуже схоже

на структуру матеріалу після ГЕ+відпуск при 150 °C. Однак після такого нагріву перлітні колонії не прив'язані строго до кордонів зерен, а також розташовуються і в об'ємі феритного зерна (рис. 3, в.)

Зазвичай для пересиченого розчину вуглецю в α -залізі, що сформувався в результаті використання істотно нерівноважних режимів термомеханічної обробки, з плином часу розпадається з виділенням часток карбідів. Процес є двохетапним: I етап – дифузія атомів вуглецю до меж зерен; II етап – утворення і зростання часток карбідів. У маловуглецевих дрібнозернистих сталях вуглець йде на межі зерен, і саме тому утворюються зерномежні карбіди [15]. Це пояснюється тим, що дефекти кристалічної будови в цьому випадку в основному згруповані поряд з межею. У нашому ж випадку (ШД обробки) спостерігається виділення цементиту не тільки в прив'язці до меж, а й в об'ємі зерна. Це побічно дозволяє судити про наявність дефектів кристалічної будови всередині зерна.

Подальший нагрів до 400 °C дозволяє отримати якісно таку ж картину розподілу фаз з однією відмінністю. А саме, спостерігається вибіркового ріст деяких зерен, про що і говорить бімодальна діаграма розподілу зерен за розмірами (рис. 3, г).

Зміна рівня мікротвердості і середнього розміру зерна (табл. 1) підтверджує ситуацію, що обговорювалася вище, з розчиненням вуглецю при відпуску 300 °C, тому зафіксовано зниження рівня мікротвердості до

Таблиця 1 – Мікротвердість і середній розмір зерна сталі 20Г2С після теплої гвинтової екструзії і відпуску

Температура, °С	Мікротвердість, МПа	Середній розмір зерна, мкм
20	1500±30	25±5
150	2568±46	10±3
300	2090±45	11±5
350	2332±120	9±5
400	2253±130	8±5

2090 МПа. При підвищенні температури відпуску до 350–400 °С та спостережуваному виділенні надлишкових фаз в об'ємі зерна фіксується зростання мікротвердості до 2253–2332 МПа, але ці значення все ж таки менші від значень мікротвердості після ГЕ, поєднаної з відпуском при температурі 150 °С (порівняти з 2568 МПа). Зменшення «удаваного» середнього розміру зерна також пов'язане з цими процесами виділення надлишкових фаз в об'ємі зерна.

Таким чином показано, що нагрівання до 300 °С призводить до «зникнення» цементитних пластин. Цей факт не звичайний, тому що подібні ефекти спостерігаються при підвищених температурах поблизу лінії фазового перетворення і передують самому фазовому перетворенню. Це пов'язано з розчиненням вуглецю в феритній матриці при високих температурах. У цьому ж випадку температура нагріву становить всього 300 °С і вона далека від 723 °С. Подібний факт можна пояснити з припущення, що в досліджуваній сталі, обробленої теплою ГЕ, вуглець дифундує у феритну матрицю при більш низькій температурі (300 °С), і це призводить до «зникнення» пластин цементиту. У результаті утворюється однорідна феритна структура, перенасичена вуглецем до нерівноважного стану.

Висновки

1. Виявлено, що інтенсивна пластична деформація маловуглецевої сталі 20Г2С методом теплої гвинтової екструзії призводить до розчинення вуглецю у феритній матриці і до зміни морфології цементиту з пластинчастого на глобулярний. Вміст вуглецю у феритній матриці зростає в 1,4 рази, спостерігається зменшення цементитної складової Fe_3C з 20 до 6 %.

2. Установлено, що тепла гвинтова екструзія призводить до подрібнення неметалевих включень (Fe_3Si) з 2 мкм до 30 нм, що внесені у сталь завдяки процесу виплавки. Це дає можливість одержати після інтенсивної деформації більш дрібні (на два порядки) неметалеві включення та збільшити робочий ресурс виробів із такої сталі.

3. Показано, що проведення низькотемпературних нагрівів сталі 20Г2С після теплої ГЕ дає можливість регулювання рівня мікротвердості на ± 500 МПа за рахунок розчинення-виділення надлишкових фаз.

4. Отримані знання можуть бути застосовані на прак-

тиці при необхідності подальшої термомеханічної обробки чи при зварюванні субмікрокристалічної маловуглецевої сталі після гвинтової екструзії.

Автор вважає своїм обов'язком висловити подяку колегам з Донецького фізико-технічного інституту ім. О.О.Галкіна НАН України - д.т.н. Пашинській О.Г., к.ф.-м.н. Ткаченко В.М., Глазуновій В.О. та Бурховецькому В.В. за допомогу в проведенні досліджень.

Список літератури

1. Valiev RZ Nanostructured materials produced by severe plastic deformation / RZ Valiev, IV Alexandrov. – М. : Logos, 2000. – 272 p.
2. Pashinskaya EG Physical and mechanical bases of structure refinement combined with plastic deformation / EG Pashinskaya. – Donetsk : Weber, 2009. – 352 p.
3. Estrin Y. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science / Y. Estrin, A. Vinogradov // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 782–817.
4. Dobatkin S. Nano- and submicrocrystalline steels processed by severe plastic deformation / S. Dobatkin // FTVD. – 2008. – Vol. 18, № 4. – P. 36–50.
5. Beigelzimer YE Twist Extrusion - the accumulation of strain / YE Beigel'zimer, VN Varyukhin, DV Orlov, SG Synkov. – Donetsk Company «ТЕАН», 2003. – 87 p.
6. Pashinskaya EG The effect of deformation and shear on the microstructure and mechanical properties of steel St.3 / EG Pashinskaya, MM Myshlyaev, SY Mironov, V. Varyukhin // Physics of Metals and Metallography. – 2008. – T. 105, № 1. – C. 86–94.
7. Pashinskaya EG Opportunities backscattered electron diffraction method for studying the structure of deformed steel / EG Pashinskaya, VN Varyukhin, AV Zavdoveev, VV Burhovetsky, VA Glazunov // Deformation and fracture of materials. – 2012. – № 6. – C. 35–40.
8. Pashinskaya EG Influence of deformation scheme simple shift in the structure of the low-carbon steel / EG Pashinskaya, AV Zavdoveev // Resource-saving technologies of production and processing of materials in mechanical pressure, collection of scientific papers. – 2012. – Vol. 13, № 1. – C. 134–140.
9. Pashinska E. Mechanisms of structure formation in low-carbon steel at warm twist extrusion / E. Pashinska, V. Varyukhin, S. Dobatkin, A. Zavdoveev // Emerging Materials Research. – 2013. – Vol. 2, issue EMR3. – P. 139–143.
10. Gevlich SO On the mechanisms of degradation of the

- properties low-alloy steels / SO Gevlich, SA Pegisheva // Vestnik TSU. – 2005. – Vol. 7, Vol. 1. – P. 193–196.
11. Rahshtadt AG Spring steels and alloys / AG Rahshtadt. – M. : Metallurgy, 1971. – 496 p.
12. KV Chuistov Aging metal alloys / KV Chuistov. – Kiev : Naukova Dumka, 1985. – 232 p.
13. Vinogradov YM Wear-resistant materials in chemical engineering: Reference / YM Vinogradov. – L. : Mashinostoenie, 1977. – 256 p.
14. AP Gulyaev Metallography / AP Gulyaev. – M. : Engineering, 1986. – 544 p.
15. Korshunov LG Structural transformations in friction and wear resistance of austenitic steels / LG Korshunov // Phys. – 1992. – № 8. – P. 3–21.
- Одержано 06.04.2015

Завдовеев А.В. Старение низкоуглеродистой стали, полученной теплой винтовой экструзией

Показано, что нагрев до 300 °C приводит к «исчезновению» пластин цементита. Этот факт не является нормальным, потому что эти эффекты наблюдаются при повышенных температурах вблизи линии фазового превращения. Это происходит из-за растворения углерода в ферритной матрице при высоких температурах. В этом случае температура нагрева составляет 300 °C и это далеко от 723 °C. Эти факты могут быть объяснены в предположении, что в исследуемой стали, обработанной с теплой винтовой экструзией, углерод диффундирует в ферритной матрице при более низкой температуре (300 °C), и это приводит к «исчезновению» пластин цементита. Результатом этого есть однородная структура феррита, перенасыщенная углеродом в неравновесном состоянии.

Ключевые слова: малоуглеродистая сталь, винтовая экструзия, структура, свойства, старение.

Zavdoveev A. Low carbon steel aging ufter warm twist extrusion (TE)

It is shown that heating to 300 °C leads to the «disappearance» of cementite plates. This fact is not normal, because these effects are observed at elevated temperatures near the line of phase transformation. This is due to the dissolution of carbon in ferrite matrix at high temperatures. In this case, the heating temperature is 300 °C and it is far from 723 °C. These facts can be explained on the assumption that in the investigated steel treated with warm TE, carbon diffuses into the ferritic matrix at a lower temperature (300 °C), and this leads to the «disappearance» of cementite plates. As result there is homogeneous ferritic structure, supersaturated with carbon at non-equilibrium state.

Key words: low-carbon steel, twist extrusion, structure, properties, aging.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ, СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ПОКРЫТИЯ СОСТАВА Ti-Al-Zr-Mo

Рассматривается возможность повышения несущей способности поверхности лопаток компрессора современного ГТД за счет применения вакуумного ионно-плазменного покрытия сложного элементного состава. Исследуется морфология и структура покрытия, полученного распылением катода многокомпонентного состава. Определяются механические характеристики предлагаемого покрытия.

Ключевые слова: ионное модифицирование, многокомпонентный катод, вакуум, покрытие, многокомпонентный состав, распыление, микроструктура, тлеющий разряд.

Введение

В настоящее время резко возрастают требования к уровню и стабильности эксплуатационных свойств лопаток турбомашин. Поверхность лопаток компрессора газотурбинного двигателя в процессе эксплуатации подвержена воздействию газоабразивного потока при температуре 100–550 °С. Лопатки паровых турбин также подвержены абразивному износу, вызванному постоянным присутствием в перегретом паре абразивных твердых частиц. Вследствие чего основными видами повреждений этих деталей являются коррозионный и эрозионный износ [1].

Задача повышения стойкости рабочей поверхности лопаток турбомашин решается за счет применения различных технологических схем их обработки, наиболее перспективной из которых является ионно-имплантационная модификация поверхности с последующим нанесением вакуумного ионно-плазменного покрытия. На сегодняшний день широко известны покрытия на основе нитридов и карбидов титана, циркония, хрома [1–5], что обусловлено, прежде всего, уникальным набором физико-химических характеристик этих соединений [6].

Целью данной работы является разработка и исследование морфологии, структуры и фазового состава вакуумного ионно-плазменного покрытия, полученного электродуговым распылением многокомпонентного катода состава Ti-Al-Zr-Mo.

Состояние исследований и актуальность работы

В качестве оборудования для ионно-имплантационного модифицирования с последующим нанесением вакуумного ионно-плазменного покрытия использовалась модернизированная установка ВУП-1БС, оснащенная аксиально-симметричным электродуговым испарителем.

Ионная очистка поверхности образца от загрязнений осуществлялась в тлеющем разряде при давлении $P = 5 \times 10^{-2}$ Па и потенциале смещения $U_{см} = 1 \times 10^3$ В. Затем в вакуумную камеру подавался азот до $P = (3 \dots 5) \times 10^{-1}$ Па и производилась активация поверхности исследуемых образцов.

Процесс напыления включал три этапа: подготовительный, нанесение подслоя, осаждение покрытия. Подготовительный этап заключался в очистке и одновременном нагреве ионами многокомпонентной мишени поверхности образца в среде аргона, при этом температура образца не превышала 450 °С. Затем на поверхность образца наносили подслоя с целью улучшения адгезии покрытия к подложке. На этапе осаждения покрытия в камеру подавался реакционный газ азот до $P = (3 \dots 5) \times 10^{-1}$ Па. Напыление вели до достижения толщины покрытия 10 мкм. В качестве подложки использовался цилиндрический образец из стали 20Х13 (рис. 1). Перед нанесением покрытия поверхность образца подвергалась электролитно-плазменному полированию (ЭПП). ЭПП обеспечивает снижение параметра шероховатости Ra с 0,63 до 0,03–0,05 мкм при значительном сокращении трудоемкости подготовки к напылению [7].

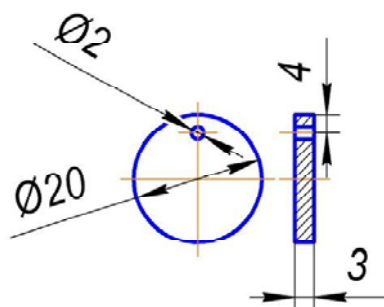


Рис. 1. Эскиз образца из стали 20Х13

Морфологія поверхні зразка з покриттям досліджувалась на оптичному металлографічному мікроскопі Olympus GX-71 і растровому електронному мікроскопі Philips SEM 515.

Кількісний елементний аналіз покриття проводився на мікроаналізаторі EDAX ECON IV з просторовим розрешенням $1,0 \times 1,0 \times 5,0$ мкм.

Мікрогеометрія покриття досліджувалась на профілометрі 296 (A-703) з комп'ютерною приставкою «Сигма-тест», відповідаючим вимогам ГОСТ 19300-86 на вимірювання параметрів шорховатості. Вимірювання параметрів шорховатості покриття проводилось в двох взаємно перпендикулярних напрямках на довжину траси 1,5 мм при отсечке шага 0,25 мм в відповідності з ГОСТ 2789-85.

Твердість і модуль упругості покриття визначались при наноіндентуванні зразка, шляхом вдавлювання індентора з алмазним наконечником в приповерхневий шар. Обробка даних здійснювалась з допомогою програмного забезпечення нанотвердомера Nano Hardness Tester фірми CSEM. Вимірювання нанотвердості зразка з покриттям проводилось при навантаженні 300 мН, при цьому глибина проникнення індентора в усіх випадках не перевищала 1200 нм. Обробка експериментальних даних здійснювалась по результатам вимірювань не менше 3 отпечатків, отриманих при однакових умовах експерименту. Твердість визначалась максимальною навантаженням, розділеною на проєцируему площу контакту після розвантаження (формула 1) [8]:

$$H = \frac{P_{\max}}{A_{pc}} \quad (1)$$

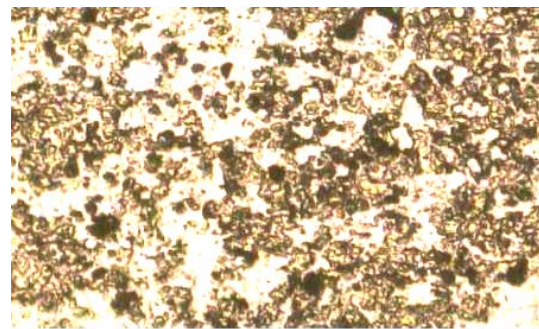
Твердість по Віккерсу [8] визначалась максимальною навантаженням $P_{\max}$, розділеною на площу контакту після розвантаження:

$$H_v = 1,854 \frac{P}{d^2} \quad (2)$$

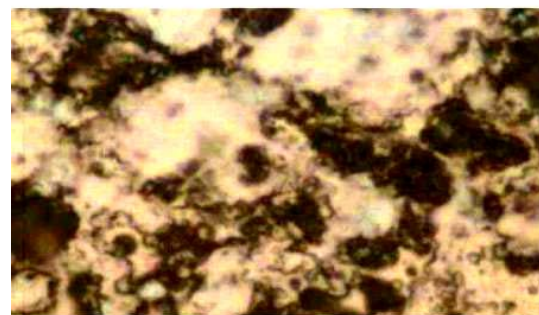
Фазовий склад і структура покриття досліджувались методами рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі Shimadzu XRD-6000 з комп'ютерним управлінням і записом спектрів. Для виключення впливу структури і фазового складу підложки на отримуваних в процесі зйомки результати використовувался метод скользящего пучка, при якому на зразок з покриттям під малим кутом α падає монохроматичний рентгеновський пучок, що дозволяє проводити аналіз в тонких приповерхневих шарах. Зйомка проводилась з використанням $Cu K_\alpha$ випромінювання з постійним кутом входу $\alpha = 5^\circ$.

Результати експерименту і їх обговорення

Оптичне зображення поверхні зразка представлено на рис. 2. З рисунка видно, що на поверхні покриття існують світлі і темні ділянки, що може бути пов'язано з їх різним елементним і фазовим складом.

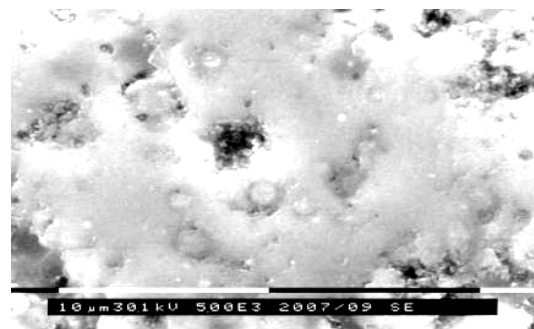


а

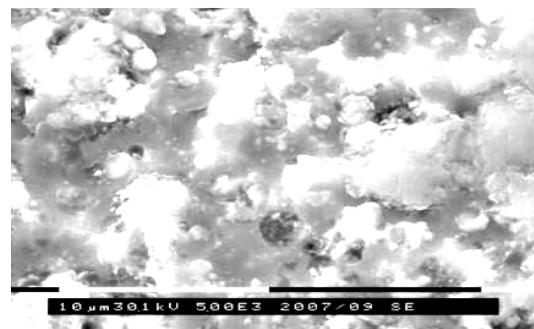


б

Рис. 2. Мікроструктура зразка з покриттям при збільшенні $\times 200$ (а) і $\times 1000$ (б)



а



б

Рис. 3. РЕМ зображення світлого (а) і темного (б) ділянок покриття, $\times 1500$

Дальніше дослідження цих ділянок методом скануючої електронної мікроскопії показало, що світлі ділянки покриття (рис. 3, а) мають більш однорідну і щільну структуру, порівняно з темними (рис. 3, б) ділянками, з вмістом алюмінію (7,03 %).

Для исследования внутренней микроструктуры, а также характера границы «подложка-покрытие» был изготовлен поперечный шлиф образца, при исследовании которого было установлено, что покрытие (рис. 4) не имеет столбчатого строения, расслоений по толщине и отслоений по границе «подложка-покрытие».

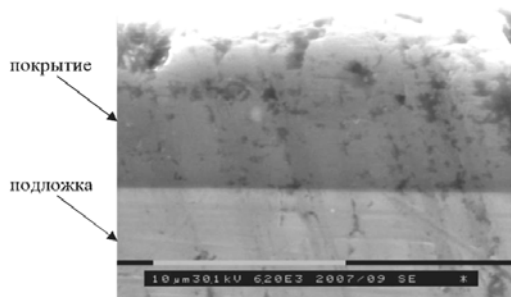


Рис. 4. РЭМ- изображение поперечного шлифа образца с покрытием, $\times 1200$

Изучение структурно-фазового состояния поверхностного слоя образца выявило наличие в покрытии трех основных фаз: TiN, TiAlN₂ и AlN. Фазы, образованные соединениями Zr и Mo, выявлены не были. Это может быть объяснено имеющимися ограничениями метода рентгеноструктурного анализа, ограничениями используемого для анализа оборудования и программного обеспечения или незначительным содержанием этих фаз в покрытии. Параметры фаз приведены в табл. 1.

Результаты элементного анализа покрытия представлены в табл. 2.

Таблица 1 – Параметры фаз покрытия

Фаза	Межплоскостное расстояние	Область когерентного рассеяния, нм
TiN	4,2565	17
TiAlN ₂	4,2018	27
AlN	4,3238	15,5

Таблица 2 – Элементный состав покрытия

Участок покрытия	Элемент	Содержание элемента, %
Светлый	Al	7,03
	Ti	87,74
	Zr	1,34
	Mo	3,90
Темный	Al	0,87
	Ti	97,87
	Zr	0,98
	Mo	0,28

Из данных табл. 2 следует, что содержание элементов Al, Zr, Mo в темных участках покрытия не превышает сотых долей процента, поэтому можно предположить, что эти участки образованы в основном соединением TiN. Светлые участки покрытия имеют более сложный состав и характеризуются присутствием небольшого количества молибдена (3,9 %) и повышенным, по сравнению с темными участками, содержанием алюминия (7,03 %).

Расчет картины дифракции (рис. 5) показал, что объемная доля фаз TiN, TiAlN₂ и AlN в покрытии составляет 47,35, 50,45 и 2,20 % соответственно.

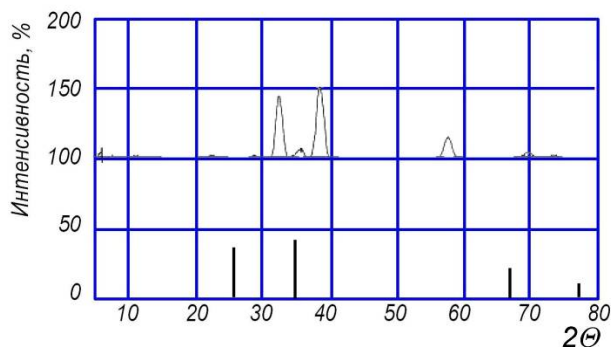


Рис. 5. Дифрактограмма покрытия

Профилограммы, снятые с поверхности образца при исследовании микрогеометрии покрытия, представлены на рис. 6.

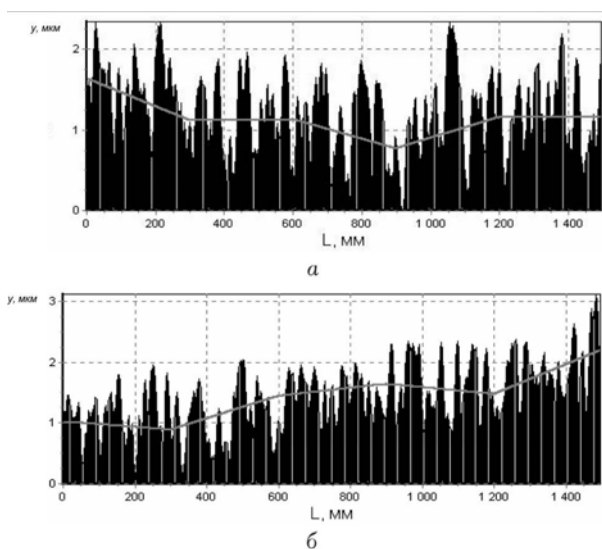


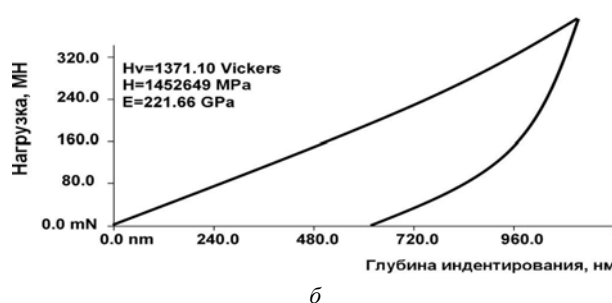
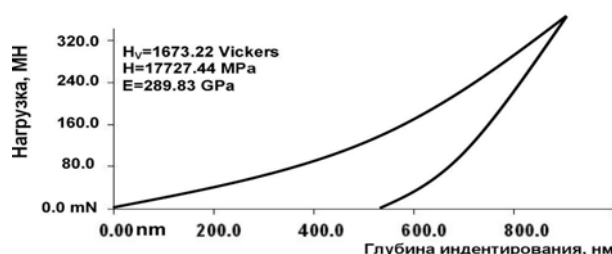
Рис. 6. Профилограммы поверхности образца с покрытием в направлении А (а) и Б (б)

Из профилограмм видно, что характер распределения неровностей покрытия равномерный и не зависит от выбранного направления, максимальная глубина неровностей 2 мкм. Параметры шероховатости покрытия приведены в табл. 3.

Кривые нагрузки-разгрузки, отображающие процесс индентации образца с покрытием, приведены на рис. 7.

Таблиця 3 – Результати измерений параметров шероховатости покрытия

Направление	Параметр	Значение, мкм
А	Ra	0,386
	Rz	1,960
Б	Ra	0,373
	Rz	1,683

**Рис. 7.** Результати нанопроїснення покриття в темних (а) і світлих (б) ділянках**Выводы**

1. Формируемое при осаждении из многокомпонентной плазмы состава Ti-Al-Zr-Mo-N вакуумное ионно-плазменное покрытие имеет светлые и темные участки, отличающиеся как по элементному, так и по фазовому составу. Содержание фаз по результатам рентгеноструктурного анализа приблизительно одинаково и составляет 97,8 % объема покрытия, оставшиеся 2,2 % занимает фаза AlN. Однако проведенный элементный анализ позволяет предположить, что в покрытиях

присутствуют фазы, образованные соединениями Zr и Mo, причем содержание этих фаз в светлых участках покрытия больше, чем в темных.

2. Твердость темных участков на 18 %, а модуль упругости на 23 % больше аналогичных показателей для светлых участков покрытия, что свидетельствует об их меньшей пластичности.

3. Шероховатость поверхности образца после нанесения покрытия соответствует 9-му классу чистоты (R_a от 0,32 до 0,63 мкм) по ГОСТ 2789-85. Снижение класса чистоты поверхности образца после нанесения покрытия связано с особенностями формирования вакуумного ионно-плазменного покрытия и присутствием капельной фазы в плазменном потоке.

Список литературы

1. Новые конструкционные металлические материалы, технологии их производства и обработки // Тезисы докладов XXIII сессии научного совета. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 2009. – 150 с.
2. Борисов Ю. С. Плазменные порошковые покрытия / Борисов Ю. С., Борисова А. Л. – К.: Техника, 1986. – 222 с.
3. Белашенко В. Е. Влияние параметров процессов газотермического напыления на прочность покрытий / Белашенко В. Е., Заикин В. Н. // Свароч. пр.-во. – 2008. – № 10. – С. 31–33.
4. Сидоренко С. И. Материаловедческие основы инженерии поверхности / Сидоренко С. И., Пашенко В. Н., Кузнецов В. Д. – К.: Наук. думка, 2001. – 230 с.
5. Процессы плазменного нанесения покрытий: теория и практика / [Ильющенко А. Ф., Кундас С. П., Достанко А. П. и др.]. – Минск: Научный центр исследований политики и бизнеса «Ариита-Маркетинг, Менеджмент», 1999. – 544 с.
6. Chaker P.R., Bull S.J., Rickerby D.S. A review of the methods for the evaluation of coating-substrate adhesion // Protective coatings. – 2013. – № 1–2. – P. 583–592.
7. Хасуй А. / Хасуй А., Моригаки О. – Наплавка и напыление: пер. с япон. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
8. <http://delta-grup.ru/bibliot/3k/5-6.htm>

Одержано 24.04.2015

Пономаренко А.М., Губар Є.Я., І.І. Фенько, Васильченко В.Ю. Дослідження морфології, структури і фазового складу багатоконпонентного покриття складу Ti-Al-Zr-Mo

Розглядається можливість підвищення несучої здатності поверхні лопаток компресора сучасного ГТД за рахунок застосування вакуумного іонно-плазмового покриття складного елементного складу. Досліджується морфологія і структура покриття, отриманого розпиленням катода багатоконпонентного складу. Визначаються механічні характеристики пропонованого покриття.

Ключові слова: іонне модифікування, багатоконпонентний катод, вакуум, покриття, багатоконпонентний склад, розпилення, мікроструктура, тліючий розряд.

Ponomarenko A., Gubar Ye., Fenko I., Vasilchenko V. Study of the morphology, structure and phase composition of a multicomponent coating was Ti-Al-Zr-Mo

The possibility of increasing the carrying capacity of the surface of the compressor blades of modern turbine engine through the use of vacuum ion-plasma coating of complex elemental composition is studied. We study the morphology and structure of the coating produced by cathode sputtering a multi-component composition. Mechanical characteristics of the proposed coating are determined.

Key words: ionic modification, multi-cathode, vacuum coating, multi-component composition, sputtering, microstructure, glow discharge.

Канд. техн. наук А. Э. Наривский¹, д-р техн. наук С. Б. Беликов²¹ ЧАО «Азовский машиностроительный завод», г. Бердянск² Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ХАРАКТЕРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕЛЕКТИВНОГО РАСТВОРЕНИЯ ПИТТИНГОВ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ AISI 321 В МОДЕЛЬНЫХ ОБОРОТНЫХ ВОДАХ

Представлены результаты исследования селективного растворения Gr, Ni и Fe из питтингов. Показано, что коэффициент селективного растворения Gr из стабильного питтинга на поверхности пластины теплообменника из стали AISI 321 меньше единицы. Предложено коэффициенты селективного растворения Gr (Z_{Cr}) из питтингов использовать для идентификации метастабильных и стабильных питтингов, а Ni (Z_{Ni}) – оценки относительной скорости их подрастания. В частности, если коэффициент $Z_{Cr} < 1$, то сталь питтингует с образованием стабильных питтингов, а, если $Z_{Cr} > 1$, то – метастабильных. К тому же, если $Z_{Ni} < 1$, то питтинги интенсивно подрастают, а, если $Z_{Ni} > 1$, то – медленно. В результате анализа рассчитанных коэффициентов Z_{Cr} и Z_{Ni} установлено, что в модельных оборотных водах с pH4; 5; 7 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³, с pH4 и 300 мг/дм³ сталь AISI 321 питтингует с образованием стабильных питтингов, а с pH6; 8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³, с pH5...8 и 300 мг/дм³ – метастабильных.

Ключевые слова: метастабильный и стабильный питтинг, селективное растворение Gr и Ni из питтингов, хлоридсодержащая среда.

Введение

При исследовании питтингостойкости коррозионно-стойких сталей и сплавов в хлоридсодержащих средах питтинги классифицируют как метастабильные и стабильные [1–9]. В частности, метастабильные питтинги со временем репассивируются [10, 11], а стабильные развиваются автокаталитически [12, 13] вплоть до перфорации стали или сплава. Метастабильные и стабильные питтинги идентифицируют по их геометрическим размерам [14]. Однако при такой идентификации питтингов имеет место большая погрешность, потому что процесс зарождения и развития питтингов на поверхности коррозионно-стойких сталей и сплавов зависит от изменения их химического состава, структурной гетерогенности и параметров коррозионной среды.

В настоящее время достаточно широко исследованы характерные особенности селективной коррозии коррозионно-стойких сталей при анодном растворении [15–27]. В то же время только в работе [28] указано о селективном характере растворения металлов в питтингах и коррозионных язвах, образовавшихся на пластинах теплообменника, подвергшегося питтинговой коррозии в оборотных хлоридсодержащих водах. Поэтому в работе исследовали характерные особенности селективного растворения металлов в питтингах, образовавшихся на поверхности стали AISI 321 в модельных оборотных водах с целью обоснования и предложения критерия идентификации метастабильных и стабильных питтингов независимо от ее химического состава, структурной гетерогенности и параметров хлоридсодержащих растворов.

Материалы и методы исследования

В работе исследовали пять плавок стали AISI 321. Химический состав и структурную гетерогенность стали определяли ранее [29]. Полированные образцы, изготовленные по методике [30], выдерживали в хлоридсодержащих модельных оборотных водах с pH4...8 и концентрацией хлоридов 300 и 600 мг/дм³ в течении 240 часов при температуре $70 \pm 0,5^\circ\text{C}$. Питтинги наблюдали на микроскопе ММР-2Р. Коррозионные потери ΔGr , ΔNi и ΔFe стали из питтингов определяли фотоколориметрическим анализом растворов после испытания образцов, применяя методики [31–33]. Коррозионные потери ΔGr , ΔNi и ΔFe стали из питтингов приведены в работах [34–37]. Коэффициенты селективного растворения Gr (Z_{Cr}) и Ni (Z_{Ni}) стали из питтингов определяли по формуле (1):

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

где $\Delta m_{(Gr, Ni)}$ – содержание Gr и Ni в растворах после выдержки в них образцов, мг;

$\Delta m_{(Fe)}$ – содержание Fe в растворах после выдержки в них образцов, мг;

$m_{(Fe)}$ – содержание Fe в стали, масс. %;

$m_{(Gr, Ni)}$ – содержание Gr и Ni в стали, масс. %.

Если $Z_{(Cr, Ni)} < 1$, то содержание Gr и Ni на поверхности питтингов больше, чем в объеме стали.

Поверхность питтинга, образовавшегося на пластине теплообменника из стали AISI 321 в оборотной

хлоридсодержащей воде, изучали на электронном растровом микроскопе JSM-6360. Химический состав питтинга и поверхности пластины определили энергодисперсионным стандартным методом количественного анализа на энергодисперсионном микроанализаторе JED-2300 с растровым электронным микроскопом JSM-6360.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате коррозионных испытаний пяти промышленных плавок стали AISI 321 установили, что в хлоридсодержащих растворах с концентрацией хлоридов 600 мг/дм^3 среднее значение коррозионных потерь ΔFe из питтингов стремительно уменьшается при увеличении pH растворов от 4 до 6 (рис. 1, а).

В частности, в этом интервале коррозионные потери ΔFe снижаются в 23 раза. При уменьшении содержания хлоридов в растворах до 300 мг/дм^3 зависимость между коррозионными потерями ΔFe стали из питтингов и pH растворов несколько изменяется (рис. 1, б). Поскольку коррозионные потери ΔFe стали из питтингов уменьшаются в 163 раза при увеличении pH хлоридсодержащего раствора от 4 до 5. Последующее увеличение pH до 6 является причиной возрастания коррозионных потерь ΔFe стали из питтингов в 1,6 раза. Следует отметить, что среднее значение коррозионных потерь ΔFe стали из питтингов в хлоридсодержащих растворах с концентрацией хлоридов 600 мг/дм^3 больше, чем в растворах с концентрацией хлоридов 300 мг/дм^3 . Это согласовывается с данными работ [1, 2, 8, 12, 13.] в том, что хлориды ускоряют рост питтингов и коррозионных язв на поверхности коррозионностойких сталей в хлоридсодержащих средах. Поскольку электрический ток между анодом и катодом способствует движению хлорид – ионов в питтинги, где образуются концентрированные растворы хлорида металлов. Вследствие гидролиза хлорида металла возрастает кислотность среды

в питтингах [2, 38–42], что способствует возрастанию скорости их подрастания. Очевидно, что чем больше содержание хлоридов в хлоридсодержащем растворе, тем интенсивней их диффузия в питтинги и больше скорость их подрастания [13]. Это объясняет, почему среднее значение коррозионных потерь ΔFe стали из питтингов в модельной оборотной воде с pH4 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм^3 в 1,5 раза больше, чем с pH4 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм^3 (рис. 1). В то же время, в модельных оборотных водах с pH6; 7 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм^3 коррозионные потери ΔFe из питтингов в среднем в 2,7 и 1,5 раза, соответственно, больше, чем с pH6; 7 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм^3 . Однако установлено, что в модельных оборотных водах с pH5; 8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм^3 коррозионные потери ΔFe из питтингов на поверхности стали в среднем в 37,1 и в 21,8 раза, соответственно, больше, чем в модельных оборотных водах с pH5; 8 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм^3 (рис. 1). Таким образом, обобщая вышеизложенное, можно отметить, что в модельных оборотных водах с pH4...8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм^3 коррозионные потери ΔFe стали AISI 321 из питтингов в среднем больше, чем в модельных оборотных водах с pH4...8 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм^3 . При этом наибольшее влияние pH среды на коррозионные потери ΔFe из питтингов при увеличении в ней содержания хлоридов от 300 до 600 мг/дм^3 установлено в модельных оборотных водах с pH5; 8, а наименьшее – с pH4; 7 (рис. 1). Вероятно, это обусловлено соотношением метастабильных и стабильных питтингов на поверхности стали к их общему количеству. Поскольку известно [1, 4], что pH хлоридсодержащей среды значительно влияет на количество питтингов на поверхности коррозионностойких сталей, которое возрастает при уменьшении pH. При этом хлорид – ионы слабее, чем pH среды, влияют на

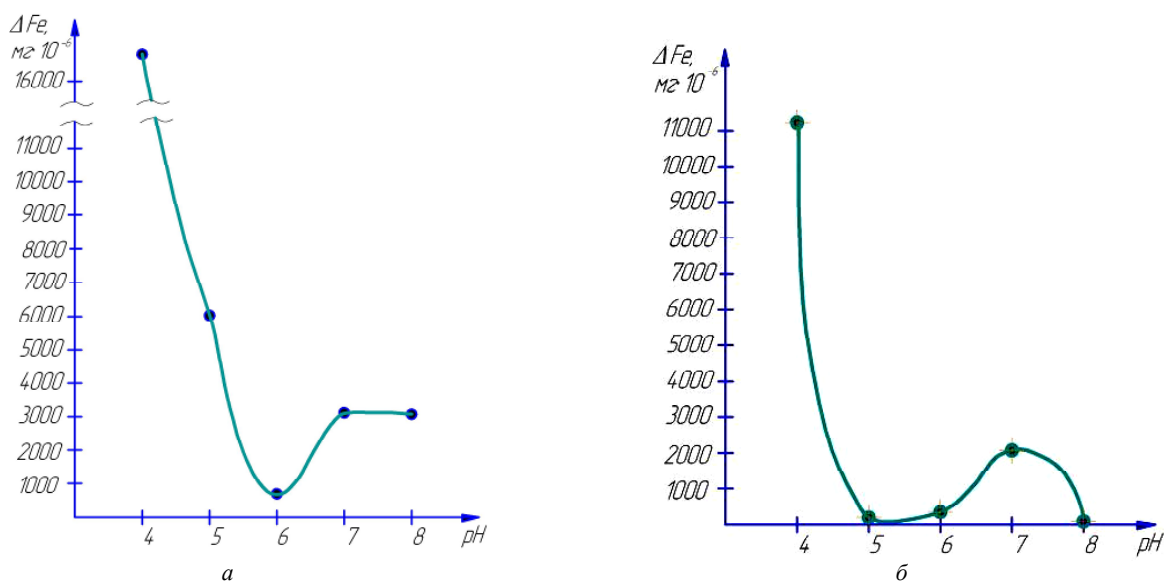


Рис. 1. Среднее количество Fe, растворившегося из стали AISI 321, в зависимости от pH хлоридсодержащего раствора с концентрацией хлоридов: а – 600 мг/дм^3 ; б – 300 мг/дм^3

количество питтингов, но ускоряют их подрастание [1, 13, 38]. В то же время, чем больше концентрация хлоридов в хлоридсодержащих растворах, тем более открыты питтинги, потому что хлорид – ионы разрушают остатки оксидной пленки над ними, способствуя их репассивации [10]. Перечисленные факторы и структурная гетерогенность стали AISI 321 определяют коррозионные потери ΔFe из питтингов. К тому же наиболее значительно структурная гетерогенность стали влияет на ее коррозионные потери ΔFe из питтингов в модельных оборотных водах с рН4 и концентрацией хлоридов 300 и 600 мг/дм³. В модельной оборотной воде с рН4 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³ ΔFe из питтингов возрастают от $5996 \cdot 10^{-6}$ (плавка № 5) до $47528 \cdot 10^{-6}$ мг (плавка № 1), а с рН4 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм³ – от $615 \cdot 10^{-6}$ (плавка № 5) до $31723 \cdot 10^{-6}$ мг (плавка № 1) [34]. При этом объем нитридов титана в плавке № 1 составляет 0,475, а в № 5 – 0,297 об.% [29].

Значит, в этих коррозионных средах объем нитридов титана больше влияет на ΔFe из питтингов в модельной оборотной воде с концентрацией хлоридов 300 мг/дм³, чем с 600 мг/дм³. Поскольку при концентрации хлоридов 600 мг/дм³ коррозионные потери ΔFe из питтингов возрастают в 9,7 раза при увеличении объема нитридов титана от 0,297 до 0,475 об.%, а при содержании 300 мг/дм³ – в 51,6 раза. Это связано с тем, что в модельной оборотной воде с концентрацией хлоридов 300 мг/дм³ количество нитридов титана, участвующих в зарождении питтингов на поверхности стали AISI 321, больше, чем в модельной оборотной воде с их содержанием 600 мг/дм³. К тому же известно [30], что коэффициенты участия включений в питтинговой коррозии стали AISI 321 прямопропорционально уменьшаются при увеличении содержания хлоридов в модельных оборотных водах.

В модельных оборотных водах с рН6; 8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ коррозионные потери ΔFe из питтингов существенно ниже, чем с рН4; 5; 7 и их содер-

жением 600 мг/дм³. К тому же в модельных оборотных водах с рН6 и 8 ΔFe из питтингов, наоборот, снижаются при увеличении в стали объема включений. Вероятно, это связано с тем, что в модельной оборотной воде с рН8 на поверхности стали метастабильные питтинги репассивируются вследствие влияния ионов ОН⁻. Поскольку известно [38], что добавка к раствору хлоридов щелочи «тормозит» их подрастание, потому что ионы ОН⁻ движутся быстрее, чем Cl⁻, и в питтинги попадают основные хлориды металлов, не нарушающие пассивность. В такой среде кислород может диффундировать в питтинг и способствовать его репассивации. Кроме того, по данным работы [38] при увеличении рН хлоридсодержащей среды потенциал стали сдвигается в положительную сторону, что способствует снижению разницы потенциалов активно-пассивных элементов. К тому же, чем больше метастабильных питтингов около включений, тем меньше вероятность образования стабильных.

В модельной оборотной воде с рН6 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ связь между ΔFe стали из питтингов и объемом в ней нитридов титана не возможно описать общеизвестными теориями пассивности. Значит для этого необходимы дополнительные исследования.

Установлено, что в модельных оборотных водах с рН5; 6; 8 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм³ коррозионные потери ΔFe из питтингов не велики и практически не зависят от объема нитридов титана в стали. Однако в модельной оборотной воде с рН7 и содержанием хлоридов 300 мг/дм³ коррозионные потери ΔFe из питтингов на порядок больше, чем с рН5; 6; 8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ и возрастают при увеличении нитридов титана в стали.

В результате исследований установлено, что в модельных оборотных водах с концентрацией хлоридов 300 и 600 мг/дм³ среднее значение коррозионных потерь ΔGr стали AISI 321 из питтингов интенсивно снижаются при увеличении рН от 4 до 5 (рис. 2).

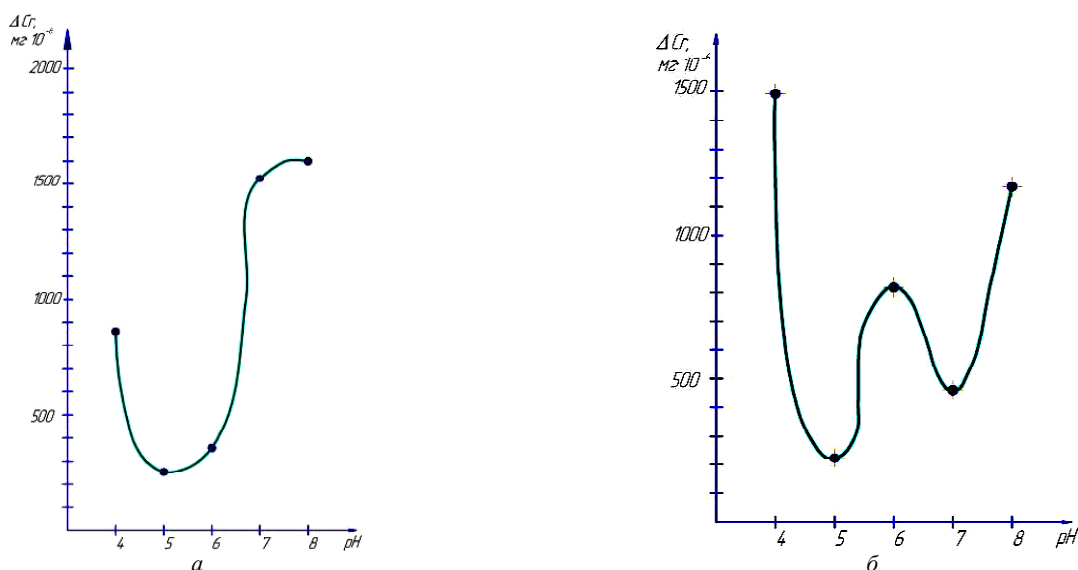


Рис. 2. Среднее количество Cr, растворившегося из стали AISI 321, в зависимости от рН хлоридсодержащего раствора с концентрацией хлоридов: а – 300 мг/дм³; б – 600 мг/дм³

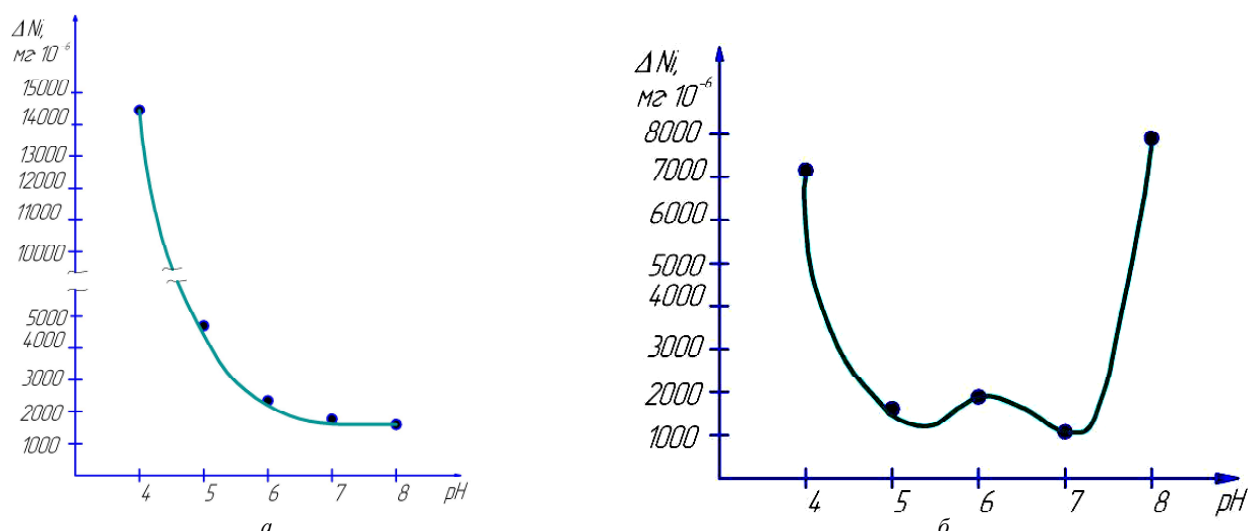


Рис. 3. Среднее количество Ni, растворившегося в стали AISI 321, в зависимости от pH хлоридсодержащего раствора с концентрацией хлоридов: а – 300 мг/дм³; б – 600 мг/дм³

К тому же здесь установлена аналогичная тенденция снижения коррозионных потерь ΔFe и ΔNi из питтингов при увеличении pH растворов от 4 до 5 (рис. 1–3). Однако последующее увеличение pH модельных оборотных вод от 6 до 8 как с концентрацией хлоридов 300, так и 600 мг/дм³ способствует значительному изменению структуры коррозионных потерь стали из питтингов.

Для определения причины изменения структуры коррозионных потерь стали AISI 321 из питтингов при увеличении pH модельных оборотных вод от 6 до 8 следует проанализировать коэффициенты селективного растворения Gr и Ni из питтингов в зависимости от pH и концентрации хлоридов в модельных оборотных водах.

Коэффициенты селективного растворения Gr (Z_{Cr}) и Ni (Z_{Ni}) из питтингов на поверхности стали рассчитывали по формуле (1), используя данные [34–37]. Рассчитанные коэффициенты Z_{Cr} и Z_{Ni} приведены в (табл. 1, 2).

В результате анализа данных (табл. 1) выходит, что только в модельной оборотной воде с pH 4 и концентра-

цией хлоридов 300 мг/дм³ коэффициенты селективного растворения Gr из питтингов на поверхности стали AISI 321, в основном, меньше единицы. Это свидетельствует о том, что интенсивность растворения Fe из питтингов здесь больше, чем Gr. В то же время установлено, что коэффициенты Z_{Ni} из питтингов больше единицы и возрастают от 1,1 (плавка № 3) до 16,3 (плавка № 4). Это означает, что интенсивность ΔNi из питтингов больше, чем ΔFe . В остальных модельных оборотных водах с pH 5...8 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм³ коэффициенты Z_{Cr} и Z_{Ni} из питтингов больше единицы (табл. 1). Это свидетельствует о том, что интенсивность ΔGr и ΔNi из питтингов на поверхности стали больше, чем ΔFe . К тому же коэффициенты Z_{Ni} из питтингов в этих модельных оборотных водах, значительно больше, чем коэффициенты Z_{Cr} . Значит, в этих хлоридсодержащих средах коррозионные потери металлов из питтингов на поверхности стали возрастают в таком ряду: ΔFe , ΔGr и ΔNi .

Таблица 1 – Коэффициенты селективного растворения Cr и Ni стали AISI 321 из питтингов в хлоридсодержащих растворах с концентрацией хлоридов 300 мг/дм³

pH	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	0,03	3,5	0,3	1,7	0,8	1,1	0,3	16,3	10,1	11,5
5	5,7	37,5	25,2	70,1	3,6	382,9	3,1	331,1	2,6	413,9
6	1,5	22,7	9,6	30,9	6,4	105,6	5,7	43,8	4,3	119,8
7	2,4	2,5	1,3	5,4	4,9	7,6	5,5	9,1	1,0	10,8
8	13,4	102,0	49,7	62,4	77,3	173,7	79,2	72,7	15,3	71,2

Таблица 2 – Коэффициенты селективного растворения Cr и Ni стали AISI 321 из питтингов в хлоридсодержащих растворах с концентрацией хлоридов 600 мг/дм³

pH	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	0,35	3,4	0,66	2,4	0,29	1,6	0,10	2,8	1,04	6,2
5	0,20	2,59	0,14	0,91	0,14	3,09	0,11	2,15	0,15	1,92
6	31,93	39,2	4,57	82,3	2,01	83,5	2,33	59,33	2,25	6,59
7	0,51	2,08	0,24	1,89	0,44	1,32	0,99	6,57	2,17	5,39
8	1,71	88,95	1,78	32,01	0,57	21,77	1,87	2,77	1,57	3,61

При увеличении содержания хлоридов в хлоридсодержащих растворах до 600 мг/дм³ зависимости между коррозионными потерями ΔGr, ΔFe и ΔNi стали из питтингов и pH модельных оборотных вод изменяются. В частности, если в хлоридсодержащем растворе с концентрацией хлоридов 300 мг/дм³ коррозионные потери ΔGr стали AISI 321 из питтингов уменьшаются в 3,3 раза при увеличении pH раствора от 4 до 5 (рис. 2, а), то с концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ – в 6,9 раза (рис. 2, б). Такая тенденция и зависимость (рис. 1, а) является причиной того, что в хлоридсодержащих растворах с pH4; 5 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³ коэффициенты Z_{Cr} < 1 (табл. 2). Значит содержание Cr на поверхности питтингов после испытания стали в этих растворах возрастает против его содержания в объеме стали.

В тоже время установлено, что в модельной оборотной воде с pH4 коэффициенты Z_{Ni} из питтингов больше единицы и возрастают от 1,6 (плавка № 3) до 6,2 (плавка № 5). Кроме того установлено, что в модельной оборотной воде с pH5 коэффициенты Z_{Ni} из питтингов также, в основном, больше единицы и возрастают от 0,91 (плавка № 2) до 3,09 (плавка № 3). Таким образом, рассчитанные коэффициенты Z_{Ni} из питтингов свидетельствуют о том, что в модельных оборотных водах с pH4; 5 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ интенсивность коррозионных потерь ΔNi из питтингов больше, чем ΔFe. К тому же тот факт, что коэффициент Z_{Ni} плавки № 3 в модельной оборотной воде с pH4 имеет минимальное, а с pH5 – максимальное значение убеждает в том, что химический состав и структура стали могут значительно изменять влияние на ее коррозионные потери из питтингов.

В результате расчетов установлено, что в нейтральной модельной оборотной воде с концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ коэффициенты Z_{Cr} из питтингов на поверхности стали, в основном, меньше единицы (табл. 2). Значит в этой среде интенсивность коррозионных потерь ΔFe из питтингов больше, чем ΔGr. При этом по данным (табл. 2) коррозионные потери ΔNi из

питтингов больше, чем ΔFe. Таким образом, следует отметить, что в модельных оборотных водах с pH4; 5; 7 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ коррозионные потери металлов из питтингов на поверхности стали AISI 321 возрастают в таком ряду: ΔGr, ΔFe и ΔNi.

В результате расчетов установлено, что в модельных оборотных водах с pH6; 8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ коэффициенты Z_{Cr} и Z_{Ni} из питтингов на поверхности стали, в основном, больше единицы (табл. 2). Это свидетельствует о том, что в этих средах коррозионные потери ΔGr и ΔNi из питтингов интенсивнее, чем ΔFe. В то же время коэффициенты Z_{Ni} намного больше, чем Z_{Cr}. Значит в модельных оборотных водах с pH6; 8 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³ коррозионные потери металлов из питтингов на поверхности стали AISI 321 возрастают в таком ряду: ΔFe, ΔGr и ΔNi.

Учитывая вышеизложенное и развитую поверхность стабильных питтингов с порами и коррозионными каналами (рис. 4, а), можно отметить, что в оборотных водах ионизация атомов Gr, Fe и Ni в питтингах сопровождается твердофазной диффузией в объеме стали, находящимся в их окрестности.

Кроме того, анализ поверхности излома под стабильным питтингом на поверхности теплопередающей пластины теплообменника, подвергшегося питтинговой коррозии в оборотных водах, показал, что микрорельеф является квазискломом, что характерно водородному разрушению (рис. 4, б).

Таким образом, в модельных оборотных водах с pH4; 5; 7 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³ питтинги в поверхностных слоях обедняются Fe и Ni, что может способствовать их твердофазной диффузии из объема стали. В тоже время в этих модельных оборотных водах поверхность питтингов обогащается Gr, что может способствовать его твердофазной диффузии в поверхностных слоях в противоположном направлении. В модельных оборотных водах с pH6; 8 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³ поверхность питтинга обедняется Gr и Ni, а

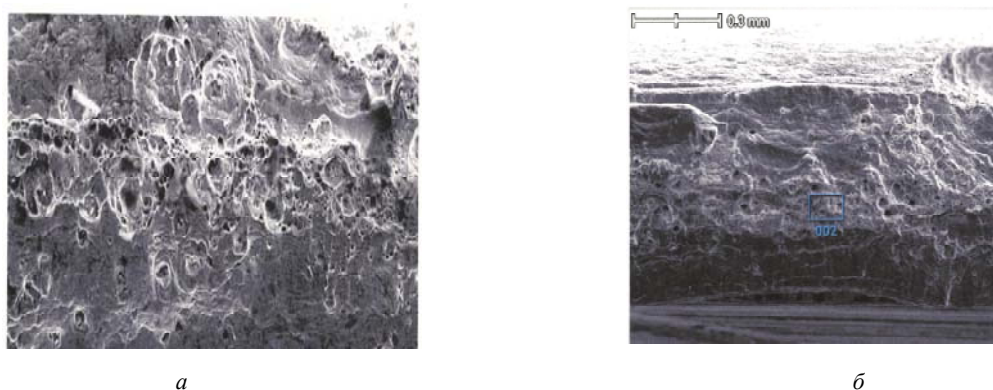


Рис. 4. Питтинг, образовавшийся на пластине теплообменника из стали AISI 321 в оборотной воде с pH7 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³: а – поверхность стабильного питтинга; б – поверхность излома под ним

Fe накапливается на его поверхности. Это можно связать с тем, что в средах с pH4; 5; 7 сталь AISI 321 питтингуется с образованием стабильных, а с pH6; 8 – метастабильных питтингов.

В модельных оборотных водах с pH4 и содержанием хлоридов 300 мг/дм³, где сталь питтингуется с образованием стабильных питтингов, их поверхностные слои обогащаются Gr и обедняются Fe и Ni. Это может способствовать диффузии атомов Fe и Ni в объем стали, а Gr – в противоположном направлении. Однако в модельных оборотных водах с pH5...8 и содержанием хлоридов 300 мг/дм³, где сталь питтингуется с образованием метастабильных питтингов, их поверхностные слои обогащаются Fe и обедняются Gr и Ni. Это может способствовать диффузии атомов Fe в объем стали, а Gr и Ni – в противоположном направлении.

Обобщая вышеизложенное, можно отметить, что особенностью метастабильных и стабильных питтингов на поверхности стали AISI 321 является характер селективного ее растворения в них, показателями которого являются коэффициенты Z_{Gr} и Z_{Ni} . Поскольку поверхностный слой стали в питтингах, подвергшись коррозионным потерям DGr, DNi и DFe, реорганизуется. Это является следствием диффузии атомов Gr, Ni и Fe в поверхностных (10...30 нм по данным И.К. Маршакова) слоях в окрестности питтинга. К тому же диффузия атомов Fe к поверхности стабильных питтингов способствует зарождению пор и коррозионных каналов под ними, ускоряя подрастание стабильных питтингов (рис. 4, а).

Учитывая вышеизложенное и коэффициент $Z_{Cr} = 0,88$, рассчитанный по результатам энергодисперсионного микроанализа поверхности пластины из стали AISI 321 (содержание Gr и Fe, соответственно, 16,43; 71,77 масс.%) теплообменника, подвергшегося питтинговой коррозии в оборотных водах с pH7 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³ и поверхности питтинга (рис. 4, а) (содержание Gr и Fe, соответственно, 14,2; 82,88 масс.%), предложено коэффициент Z_{Cr} из питтингов использовать для идентификации стабильных и метастабильных питтингов. В частности, если коэффициент $Z_{Cr} < 1$, то сталь питтингуется с образованием стабильных питтингов, а если $Z_{Cr} > 1$, то – метастабильных.

Следует отметить, что в модельных оборотных водах, где сталь питтингуется с образованием метастабильных питтингов, продукты коррозии в питтингах в основном состоят из ионов Gr и Ni, а где с образованием стабильных – из ионов Fe и Ni. Увеличение количества ионов Fe в стабильных питтингах на поверхности стали способствует их интенсивному подрастанию, потому что Fe является основным компонентом стали. Кроме того, учитывая этот фактор, необходимо отметить, что при $Z_{Ni} < 1$ стабильные питтинги на поверхности стали интенсивно подрастают. Поэтому коэффициент Z_{Ni} стали из питтингов предложено применять для оценки интенсивности роста питтингов.

Выводы

В результате исследований установлено, что в модельных оборотных водах с pH4...8 и содержанием хлоридов 300 мг/дм³ коррозионные потери DFe из питтингов на поверхности стали AISI 321 в среднем больше, чем с pH4...8 и содержанием хлоридов 600 мг/дм³. При этом наибольшее влияние pH среды на этот показатель при увеличении в ней содержания хлоридов от 300 до 600 мг/дм³ установлено в модельных оборотных водах с pH5; 8, а наименьший – с pH4; 7, что связано с соотношением метастабильных и стабильных питтингов к их общему количеству на поверхности стали.

Показано, что в модельных оборотных водах с pH4 и концентрацией хлоридов 300 и 600 мг/дм³ влияние объема нитридов титана в стали на DFe из питтингов намного больше, чем с pH5; 8. К тому же установлено, что объем нитридов титана больше влияет на DFe из питтингов в модельной оборотной воде с концентрацией хлоридов 300, чем с 600 мг/дм³.

Установлено, что в модельных оборотных водах с концентрацией хлоридов 300 и 600 мг/дм³ коррозионные потери Gr и Ni интенсивно снижаются при увеличении pH от 4 до 5. Однако последующий рост pH среды от 6 до 8 способствует существенному изменению структуры коррозионных потерь стали из питтингов, что связано с характерными особенностями селективного растворения металлов из метастабильных и стабильных питтингов.

В результате энергодисперсионного анализа поверхности стабильных питтингов на пластине теплообменника из стали AISI 321, подвергнувшегося питтинговой коррозии в оборотной воде, установлено, что коэффициент селективного растворения G_r из питтинга меньше единицы. Впервые предложено метастабильные и стабильные питтинги идентифицировать по коэффициенту Z_{Cr} . А именно, если $Z_{Cr} < 1$, то сталь питтингуется с образованием стабильных питтингов, а если $Z_{Cr} > 1$, то – метастабильных.

В результате анализа коэффициентов Z_{Cr} и Z_{Ni} установлено, что при $Z_{Ni} < 1$ атомы Fe интенсивней растворяются с поверхности питтингов, чем – Ni. Поэтому, учитывая, что Fe является основным химическим элементом стали, предложено коэффициент Z_{Ni} применять для оценки относительной скорости роста питтингов. А именно, если $Z_{Ni} < 1$, то питтинги интенсивно подрастают, а, если $Z_{Ni} > 1$, то – медленно.

В результате анализа рассчитанных коэффициентов Z_{Cr} и Z_{Ni} из питтингов установлено, что в модельных оборотных водах с рН4; 5; 7 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³ с рН4 и концентрацией хлоридов 300 мг/дм³ сталь AISI 321, в основном, питтингуется с образованием стабильных питтингов, а коэффициенты Z_{Cr} из питтингов, в основном, меньше единицы. При этом в остальных модельных оборотных водах с рН6; 8 и концентрацией хлоридов 600 мг/дм³, с рН5...8 и 300 мг/дм³, сталь питтингуется с образованием метастабильных питтингов, которые медленно подрастают, потому что коэффициенты $Z_{Ni} > 1$.

Список литературы

1. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
2. 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.
3. Frankel G. S. Metastable pitting of stainless steel / G. S. Frankel, L. Stockert, F. Hunkeler, H. Boehni // Corrosion. – 1987. – № 43. – P. 429–436.
4. 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.
5. 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.
6. 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.
7. Hashimoto M. A spectrum analysis of potential fluctuation during passive film breakdown and repair on iron / M. Hashimoto, S. Miyajima, T. Murata // Corrosion Science. – 1992. – № 33. – P. 917–925.
8. Burstein G.T. The nucleation and growth of corrosion pits on stainless steel / G.T. Burstein, P.C. Pistorius, S.P. Mattin // Corrosion Science. – 1993. – № 35. – P. 57–62.
9. Comper C. Aging of type 316 L stainless steel in seawater – relationship between open – circuit potential exposure time and pitting potential / C. Comper, P. Jaffre, D. Festy // Corrosion (USA). – 1996. – Vol. 52, № 7. – P. 496–501.
10. Zuo Y. The effect of potential on metastable pitting of amorphous Ni alloy / Y Zuo, S. Fu // Corrosion Science. – 1997. – Vol. 39, № 3. – P. 465 – 471.
11. Wenger F. Electrochemical impedance of pits. Influence of the pit morphology / F. Wenger, S. Cheriet, B. Talhi, J. Galland // Corrosion Science. – 1997. – Vol. 39, № 7. – P. 1239–1252.
12. Улиг Г. Коррозия металлов / Г. Улиг – М. : Металлургия, 1968. – 306 с.
13. Laycock N. J. Metastable pitting and the critical pitting temperature / N. J. Laycock, M. H. Moayed, R. C. Newman // J. Electrochem. Soc. – 1998. – № 148. – P. 2622–2628.
14. Фрейман Л.И. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали/ Л.И. Фрейман, А.Р. Басман, Е.А. Пикус, Л.Е. Губжанидзе// Защита металлов. – 1988. – 24. – №4. –С. 614–617.
15. Лосев В. В. Анодное растворение сплавов в активном состоянии / В. В. Лосев, А. П. Пчельников // Итоги науки и техники. Электрохимия. – М. : ВИНТИ, – 1979, Т. 15 – С. 62–131.
16. Вязовикина Н. В. Использование хроновольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром–железо / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. – № 6. – С. 917–922.
17. Подобаев А. Н. Закономерности анодного растворения Ni–Fe сплавов / А. Н. Подобаев, Л. Э. Джанибахчиева, Я. М. Колотыркин // Электрохимия. – 1996. – № 5. – С. 549–553.
18. 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.
19. 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.
20. Томашов Н. Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н. Д. Томашов. – М.: Изд.-во АН СССР, 1959. – 592 с.
21. Lainonen H. Stress corrosion cracking susceptibility of nitrogen alloyed stainless steels in 50% CaCl₂ solution / H. Lainonen, H. Hanninen // Mater. Sci. Forum «High Nitrogen Steels'98». – Zurich-Ueticon (Switzerland), – 1999. – P. 545 – 552.
22. Pickering H.W. Characteristic fractures of alloy polarization curvas / H.W. Pickering // Corrosion Science. – 1983. – №10. – P. 1101–1120.
23. Вязовикина Н. В. Анодное растворение сплавов Fe55Cr45 и Fe84Cr16 в нестационарных условиях / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1991. – № 4. – С. 484–489.
24. Зарцын И. Д. Парциальные реакции окисления металла и восстановления окислителя при адсорбционно-химическом взаимодействии их компонентов / И. Д. Зарцын, А. Е. Шугуров, И. К. Маршаков // Защита металлов. – 1997. – № 5. – С. 453–459.
25. Пласкеев А. В. О роли легирующих и примесных элементов в процессах активного растворения железа и сплавов / А. В. Пласкеев, В. М. Княжева // Коррозия и защита металлов: тез. докл. 12 Пермск. конф. – Пермь (Россия), – 1990. – 7 с.
26. Internal friction study of environmental effects on metals and alloys / Y. Jagodzinski, H. Aaltonen, P. Smuk et. al. // J. of Alloys and Compounds. – 2002. – Vol. 310. – P. 256–260.

27. Pourbaix M. Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions / M. Pourbaix, N. De Zoubov. – Oxford : Pergamon press, 1966. – 493 p.
28. Нарівський О. Е. Мікромеханізми корозійного руйнування пластин теплообмінників / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 1. – С. 110–116.
29. Нарівський О. Е. Вплив гетерогенності сталі AISI 321 на її пітингування у хлоридовмісному середовищі / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 2. – С. 100–106.
30. Нарівський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах: дис. канд. техн. наук: 05.17.14 / Нарівський Олександр Едуардович. – Л., 2009. – 209 с.
31. Поверхневі, підземні та зворотні води: МБВ № 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.
32. Поверхневі, підземні та зворотні води: МБВ № 081/12-0178-05 «Методика виконання вимірювань масової концентрації нікелю фото- colorиметричним методом». – К.: М-во охорони навколишнього середовища України, 2005. – 10 с.
33. Метрологічне 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.
34. Беліков С. Б. Кінетика корозійних процесів сталей AISI 321 та 12X18H10T у нейтральних хлоридовмісних розчинах та швидкість їх корозії / С. Б. беліков, О. Е. Нарівський // Нові матеріали та технології в машинобудуванні та металургії. – 2011. – № 1. – С. 36–43.
35. Нарівський О. Е. Вплив хімічних елементів та структурної гетерогенності сталі AISI 321 на корозійне розчинення Cr, Ni та Fe у хлоридовмісних розчинах / О. Е. Нарівський // Науковий вісник НАТУ України. – 2014. – Вип. 24, № 2. – С. 164–172.
36. Нарівський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 321 у модельних оборотних водах / О. Е. Нарівський // Вісник Східно-Українського Національного університету ім. Володимира Даля. – 2012. – 202, № 13 – С. 97–108.
37. Нарівський О. Е. Закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 321 в слабкокислому хлоридовмісному розчині / О. Е. Нарівський // Вісник Приазовськ. держ. техн. ун-ту, Сер. техн. науки. – 2013. – Вип. 26. – С. 97–108.
38. Юхневич Р. Техника борьбы с коррозией / Р. Юхневич, В. Богданович, Е. Валашковский, А. Видуховский : пер. с польск. А. М. Сухотина. – Л.: Химия, 1980. – 224 с.
39. Alonso C. Chloride threshold dependence of pitting potential of reinforcements / C. Alonso, M. Castellote, C. Andrade // Electrochim. Acta. – 2002. – № 47. – P. 3469 – 3481.
40. Wranglen G. An introduction to corrosion and protection of metals / G. Wranglen // Chapman and Hall. – 1985. – P. 62–65.
41. Zhang Q. Observation by atomic force microscope of corrosion product during pitting corrosion on SUS 304 stainless steel / Q. Zhang, R. Wang, M. Kato, K. Nakasa // Scripta Materialia. – 2005. – Vol. 52, № 3. – P. 227–230.
42. Fukutsuka T. Preparation of high nitrogen containing stainless steels by mechanical alloying method and their localized corrosion behaviour / T. Fukutsuka, F. Anzai, M. Kaneda, Y. Matsuo, Y. Sugie, K. Fukaura. // J.Soc. Mat. Sci., Japan. – 2004. – № 53. – 1175 p.

Одержано 14.05.2015

Нарівський О.Е., Беліков С.Б. Характерні особливості селективного розчинення пітингів на поверхні сталі AISI 321 в модельних оборотних водах

Наведено результати досліджень селективного розчинення Cr, Ni і Fe із пітингів. Показано, що коефіцієнт селективного розчинення Cr зі стабільного пітингу на пластині теплообмінника зі сталі AISI 321 менше за одиницю. Запропоновано коефіцієнти селективного розчинення Cr (Z_{Cr}) із пітингів застосовувати для ідентифікації метастабільних і стабільних пітингів, а Ni (Z_{Ni}) – оцінювання інтенсивності їх підростання. Зокрема, якщо $Z_{Cr} < 1$, то сталь пітингує з утворенням стабільних пітингів, а, якщо $Z_{Cr} > 1$, то метастабільних. До того ж, якщо $Z_{Ni} < 1$, то пітинги інтенсивно підростають, а, якщо $Z_{Ni} > 1$, то – повільно. За результатами аналізу коефіцієнтів Z_{Cr} і Z_{Ni} встановлено, що в модельних оборотних водах з pH4; 5; 7 і концентрацією хлоридів 600 мг/дм³, з pH4 і 300 мг/дм³ сталь AISI 321 пітингує з утворенням стабільних пітингів, а з pH6; 8 і концентрацією хлоридів 600 мг/дм³, з pH5...8 і 300 мг/дм³ – метастабільних.

Ключові слова: метастабільний і стабільний пітинг, селективне розчинення Cr і Ni із пітингів, хлоридовмісне середовище.

Narsvskiy O., Belykov S. Characteristic peculiarities of selective diffusion of pittings on AISI 321 steel surface from model circulating waters

The results of investigating Cr, Ni and Fe selective diffusion from pittings are presented. It is shown that the coefficient of Cr selective diffusion from stable pitting on the surface of heat exchanger plate of AISI 321 steel is less than 1. It is suggested that the coefficient of Cr (Z_{Cr}) selective diffusion from pittings be used to identify metastable and stable pittings, and Ni (Z_{Ni}) to evaluate relative speed of their growth. In particular, if the coefficient Z_{Cr} is < 1 , steel creates stable pittings, and if $Z_{Cr} > 1$, then metastable ones. Besides, if $Z_{Ni} < 1$, pittings grow intensively, and if $Z_{Ni} > 1$, then slowly. According to the results of Z_{Cr} and Z_{Ni} calculated coefficients analysis, it is determined that in model circulating waters with pH4; 5; 7 and chlorine concentration of 600 mg/dm³, with pH4 and 300 mg/dm³ AISI 321 steel creates stable pittings, and with pH6; 8 and chloride concentration of 600 mg/dm³, with pH5...8 and 300 mg/dm³ – metastable ones.

Key words: metastable and stable pitting, Cr and Ni selective diffusion from pittings, chlorine-containing environment.

Д-р техн. наук С. Б. Беликов¹, д-р физ.-мат. наук В. П. Силованюк²,
д-р техн. наук И. П. Волчок¹, д-р техн. наук А. А. Митяев¹

¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

² Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

ВЛИЯНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ НА ПРЕДЕЛ УСТАЛОСТИ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ

На основе математической и физической моделей интерметаллидного включения предложены расчетные формулы для определения предела выносливости силуминов в зависимости от размеров и объемного содержания интерметаллидов.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, интерметаллидная фаза, математическая модель.

Введение

Алюминиевые сплавы находят широкое применение в авиации, космической технике, машиностроении и других областях. Производство алюминия и его сплавов в Украине сейчас превышает 200 тыс. тонн в год, из них около 45 % приходится на долю вторичных металлов, которые вырабатываются из лома и отходов производства. В отличие от первичных, вторичные сплавы имеют более низкую себестоимость, технология их производства более чистая, но они загрязнены железом, магнием и другими нежелательными металлами и продуктами распада при плавлении пластмасс и смазочных масел. Вследствие этого в структуре вторичных алюминиевых сплавов формируются интерметаллидные фазы, которые в значительной мере снижают их механические и служебные свойства.

Цель данной работы заключалась в изучении механизмов усталостного разрушения и оптимизации технологий повышения сопротивления усталости вторичных силуминов.

Материал и экспериментальные исследования

Объектом исследований избран сплав АК8МЗ, шихта которого при плавлении в пламенной двухкамерной печи отражающего типа ЕН5000 емкостью 5,5 т состояла целиком из лома и отходов производства. Плавление осуществляли по принятой технологии под покровным флюсом состава 33 % KCl, 67 % NaCl с последующей обработкой расплава универсальным флюсом состава 15 % KCl, 45 % NaCl, 40 % AlF₃.

После расплавления, получения нужной температуры и отбора проб на химический анализ с целью изменения формы интерметаллидных фаз из пластинчатой на компактную и уменьшения их размеров, а также с целью дегазации расплава проводили модифицирование путем вдувания модификатора [1] в возрастающих количествах (0...0,1%) с помощью специального устройства.

По данным металлографического анализа и экспериментальных исследований, модифицирование привело к увеличению прочности на 17 %, пластичности на 80 %, твердости на 23 % и ударной вязкости на 50 % в результате снижения параметра формы интерметаллидных фаз λ (отношение максимального размера к минимальному) с 5,5 до 1,7 (табл. 1, рис. 1).

Анализ микромеханизма разрушения при статическом растяжении плоских образцов-шлифов показал, что первые микротрещины зарождались на интерметаллидных включениях, которые имели пластинчатую форму и большие размеры, а также в местах их сосредоточения (конгломератах) (рис. 2 а, б). При дальнейшей нагрузке микротрещины, которые образовались в интерметаллидах, переходили в металлическую матрицу (рис. 2, в).

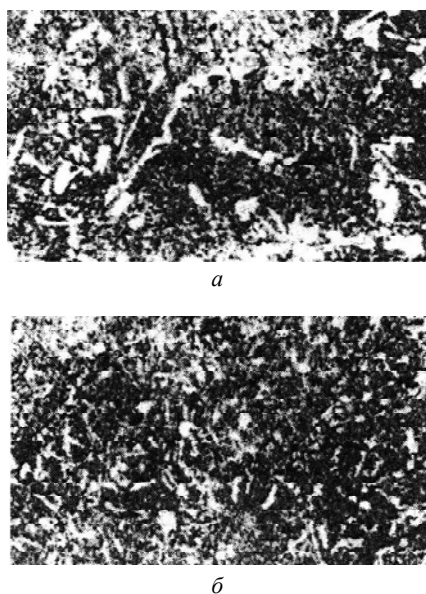
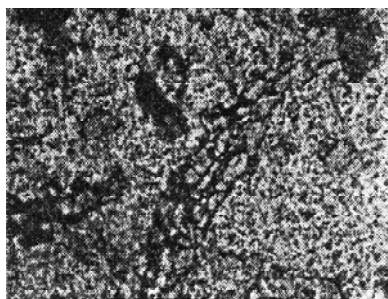
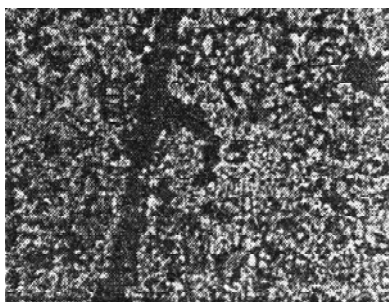
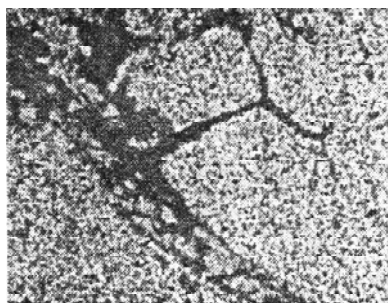


Рис. 1. Влияние модифицирования на структуру сплава АК8МЗ ($\times 200$):

а – без модификатора; б – 0,05 % модификатора

Таблица 1 – Влияние модификатора [1] на свойства сплава АК8МЗ (термообработка Т5)

Количество модификатора, масс. %	Средний параметр формы λ интерметаллидных фаз	Количество включений, шт./мм ²	Среднее расстояние между центрами включений, мкм	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
0	5,5	180	74,6	155	0,5
0,025	3,6	206	69,4	17272	0,7
0,05	1,7	240	64,5	182	0,9
0,075	2,1	232	65,8	180	0,9
0,1	2,7	223	67,1	178	0,7

*a**б**в***Рис. 2.** Зарождение и распространение трещины ($\times 900$)

Основным отличием вторичных алюминиевых сплавов от первичных является повышенное содержание железа и, как следствие, более низкий уровень механических и служебных свойств. Как видно из таблицы 2, с ростом содержания железа интерметаллидные включения укрупнились и их объемная доля возросла, а сопротивление сплава усталостному разрушению снижалось.

Следующий этап работы заключался в получении аналитической зависимости, описывающей влияние интерметаллидных фаз на предел выносливости гетерогенного алюминиевого сплава. Для этого были рассмотрены 2 варианта механизмов разрушения сплава с включениями: 1) первым разрушается включение или граница раздела материалов в результате приложения одноразовой нагрузки растяжением – одного цикла нагружения (рис. 2, *a, б*); 2) начальная трещина возникает в матрице возле включения под действием циклической нагрузки.

Чтобы определить, какой механизм разрушения имеет место при усталостной нагрузке, необходимо, прежде всего, построить диаграмму деформирования и разрушения материала включения. По данным литературы и металлографического анализа, основными фазами в сплавах типа АК8МЗ являются интерметаллиды Al_5SiFe , Al_7FeCu_2 , Al_2CuMg и прочие. В вакуумной индукционной печи ОКБ-862 была выплавлена по стехиометрическому соотношению элементов фаза Al_5SiFe . Из полученного расплава в вакууме $2 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст. были отлиты образцы для механических испытаний на растяжение. Диаграмма растяжения макрообразца, который моделирует материал включения, изображена на рис. 3.

Таблица 2 – Влияние железа на интерметаллидные фазы и предел выносливости сплава АК8МЗ

Содержание железа, масс. %	Среднее значение параметра формы λ интерметаллидных фаз	Объемная доля интерметаллидных фаз, %	Среднее расстояние между включениями l , мкм	σ_{-1} , МПа
0,40	1,71	4,17	57,67	118
0,64	2,11	5,27	49,09	107
0,92	4,40	6,18	36,9	100
1,45	8,64	11,89	23,1	90

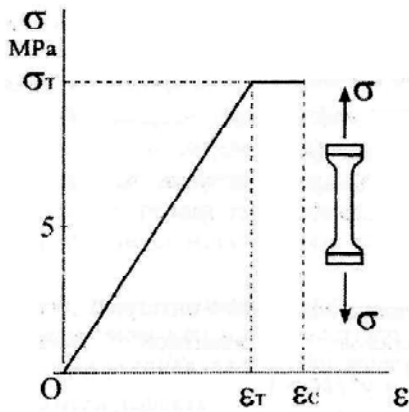


Рис. 3. Диаграмма деформирования и разрушения гладкого образца из интерметаллидной фазы Al_5SiFe

По результатам испытаний, фаза Al_5SiFe имела следующие показатели: $\sigma_B = 10 \pm 0,4$ МПа, модуль Юнга $E = 3 \cdot 10^4$ МПа. Как можно видеть, диаграмма содержит незначительный участок текучести, который составляет приблизительно 10 % от упругой деформации образца. В связи с этим амплитуду нагрузки, при которой включения в матрице разрушатся при первом цикле нагружения, следует устанавливать по деформационному критерию. Согласно этому критерию, материал разрушается, если уровень его деформации достигает предельного.

Математическая модель усталостного разрушения материала с включениями

С целью получения математической модели усталости материала с включениями моделируем алюминиевый сплав с интерметаллидными включениями бесконечным упругим телом с эллипсоидальными включениями. В случае небольшого объемного содержания включений их взаимовлиянием можно пренебречь и рассматривать бесконечное тело с одним включением. Установим нагрузку, которая приведет к разрушению включения. В случае взаимодействующих включений эта нагрузка тем более вызовет разрушение включений.

Из решения задачи об эллипсоидальном включении [2] в бесконечном теле известно, что при внешних нагрузках

$$\sigma_a = \frac{\sigma_T (2\lambda \varepsilon (1 - \nu^2) + E(k))}{\varepsilon (E(k) + 2\lambda (1 - \nu^2))}, \quad (1)$$

деформация включения достигнет деформации на пределе текучести

$$\varepsilon_z = \frac{\sigma_T}{E_1}. \quad (2)$$

Здесь σ_T – предел текучести материала включения;

$\lambda = \frac{b}{c}$ – параметр формы эллипсоидального включения;

$\varepsilon = \frac{E_1}{E}$, E, E_1 – модули Юнга материала матрицы и

включения;

ν – коэффициент Пуассона материала матрицы;

$E(k)$ – полный эллиптический интеграл второго рода;

$$k = \sqrt{a^2 - b^2} / a;$$

a, b, c – полуоси эллипсоида ($a > b \gg c$).

При дальнейшем возрастании нагрузки реакция включения из реакции Винклера основы [3] изменится на такую:

$$\sigma_z = \sigma_T. \quad (3)$$

Это приведет к решению следующего интегрального уравнения относительно перемещений $u_z(x, y)$ берегов «эквивалентной» включению трещины, которая занимает область $S: x^2/a^2 + y^2/b^2 = 1$

$$\nabla_{xy}^2 \iint_S \frac{u_z(\zeta, \eta) d\zeta d\eta}{\sqrt{(x-\zeta)^2 + (y-\eta)^2}} = \frac{4\pi(1-\nu^2)}{E} (\sigma_T - \sigma_a). \quad (4)$$

Его решение имеет вид

$$u_z = \frac{2(\sigma_a - \sigma_T)(1-\nu^2)b}{E \cdot E(k)} \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}}. \quad (5)$$

Деформация включения, установленная как

$$\varepsilon_z = (u_z + u_z^0) / c \sqrt{1 - x^2/a^2 - y^2/b^2}, \text{ приобретет вид}$$

$$\varepsilon_z = \frac{\sigma_a (E(k) + 2\lambda(1-\nu^2)) - 2\sigma_T(1-\nu^2)\lambda}{E \cdot E(k)}. \quad (6)$$

$$\text{Здесь учтено, что } u_z^0 = \sigma_c \sqrt{1 - x^2/a^2 - y^2/b^2} / E.$$

Из критериального условия $\varepsilon_z = \varepsilon_c$ и соотношения (6) следует выражение для вычисления величины нагрузки, которая вызовет разрушение включения при первом цикле нагрузки

$$\sigma_{a*} = \frac{\varepsilon_c E E(k) + 2\sigma_T(1-\nu^2)\lambda}{E(k) + 2\lambda(1-\nu^2)}. \quad (7)$$

Из диаграммы деформирования и разрушения материала включения, приведенной на рис. 3, видно, что

$$\varepsilon_c = 1,2\sigma_T / E_1. \quad (8)$$

Для материалов, которые здесь рассматриваются (алюминиевая матрица и интерметаллидные включения Al_5SiFe), характеристики, которые входят в соотношения (7), (8) принимают значения $\sigma_T \approx 10$ МПа; $E_1 = 3 \cdot 10^4$ МПа; $E = 6 \cdot 10^4$ МПа; $\nu = 0,3$; $k = 0$ – в случае

фероидальных ($a = b$) и $k = 1$ – для включений в виде длинных эллиптических цилиндров.

На основе приведенных данных нетрудно подсчитать диапазон изменения внешних разрушающих включение нагрузок, если параметр формы интерметаллидных фаз под влиянием модификатора изменяется от 1,7 до 5,5 (см табл. 1). Для $k = 1$ (включения в виде вытянутых цилиндров) σ_{a*} изменяется от 11,3 до 13,4 МПа. Для $k = 0$ (сфероидальные включения) диапазон изменения σ_{a*} колеблется в границах от 11,9 до 14,7 МПа. Известно, что предел выносливости конструкционных материалов, как правило, колеблется в пределах $(0,2-0,6) \sigma_B$. Поскольку установленная нами величина изменяется в границах 150–180 МПа (см. табл. 1), то даже напряжение 0,2 значительно превышает амплитуды нагрузок, которые приводят к разрушению включений.

Таким образом установлено, что включения разрушаются при первом цикле нагрузки и на их месте возникают трещины соответствующего размера.

Исследуем, как такие трещины могут влиять на сопротивление материала усталости.

В работах [3, 4] на основе решения задачи про внутреннюю трещину нормального отрыва в бесконечном или поверхностную в полубесконечном теле предложена формула, которая устанавливает зависимость предела выносливости тела с трещиной от размера дефекта

$$\Delta\sigma_R^* = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}}, \quad (9)$$

где ΔK_{th} – пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений;

Y – коэффициент, который характеризует геометрию трещины;

$Y = 1$ для сквозных трещин; $Y = 2/\pi$ – для внутренних круговых трещин;

$2a$ – размер трещины (в случае поверхностной трещины размер трещины равняется a).

Из этой зависимости следует соотношение для определения максимального размера трещины, которая не влияет на предел выносливости материала, то есть

$\Delta\sigma_R^* = \Delta\sigma_R$ ($\Delta\sigma_R$ – предел выносливости материала без трещины) [4]

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{\pi Y^2 \Delta\sigma_R^2}. \quad (10)$$

Для алюминиевых сплавов, не загрязненных интерметаллидными включениями, $\Delta K_{th} \approx 3,5$ МПа,

$\Delta\sigma_R \approx 100$ МПа. Подсчет в соответствии с формулой (10) дает такие значения критического размера трещины, которая не будет влиять на предел выносливости

$$2a_0 = \begin{cases} 0,78 \text{ мм для сквозных трещин} \\ 1,8 \text{ мм для внутренних круговых} \end{cases}$$

Поскольку средний характерный размер интерметаллидных включений, а значит, и трещин, которые в них возникли, колеблется в пределах 30–70 мкм, то это означает, что изолированные включения не могут влиять на предел выносливости материала. Влияние включений на эту характеристику может реализоваться лишь в случае их взаимодействия. Из теории трещин известно, что трещины можно считать не взаимодействующими, если расстояние между ними больше четырех размеров дефектов. Так как взаимодействие трещин прямо связано с объемным содержанием интерметаллидных включений, то можно установить допустимое содержание включений в материале, если его усталостные характеристики не будут ухудшаться присутствием таких примесей.

В случае взаимодействующих трещин предлагается модификация формулы (1). Размах коэффициента интенсивности напряжений для таких трещин можно получить в виде зависимости

$$\Delta K_I = \Delta\sigma Y \sqrt{\pi a} (1 + F(a/d)), \quad (11)$$

где $F(a/d)$ – функция взаимовлияния трещин;

$2d$ – расстояние между центрами трещин.

Тогда модифицированная формула для определения предела выносливости приобретет вид

$$\Delta\sigma_R^* = \frac{\Delta K_{th}}{Y \sqrt{\pi a} (1 + F(a/d))}. \quad (12)$$

Функцию взаимовлияния устанавливаем для периодической системы коллинеарных (плоская задача) или компланарных (пространственная трехмерная задача) трещин в бесконечном теле, которое подвергнуто растяжению в бесконечности перпендикулярно к плоскости трещин. В этих случаях функция взаимовлияния $F(a/d)$ будет принимать наибольшие значения, а значит, будет иметь место наиболее опасная ситуация с точки зрения разрушения тела.

В случае системы коллинеарных периодически размещенных трещин длиной $2a$ функция $F(a/d)$ будет такой [6, 7]:

$$F(a/d) = \sqrt{\frac{d}{\pi a} \operatorname{tg} \frac{\pi a}{d}} - 1. \quad (13)$$

Для компланарной системы периодических круговых трещин радиусом a , размещенных в узлах треугольной сетки (как вариант наиболее плотной упаковки), данная функция установлена в работе [5]

$$F(a/d) = 0,91\left(\frac{a}{d}\right)^3 + 0,34\left(\frac{a}{d}\right)^5 + 0(\lambda)^6. \quad (14)$$

На основе соотношений (12)–(14) можем прогнозировать зависимость предела выносливости материала

от объемного содержания интерметаллидной фазы и размеров включений. Укажем, что в случае взаимодействия дефектов, размер включений, которые не влияют на предел выносливости материала, устанавливается из соотношения

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{\pi Y^2 \Delta \sigma_R^2 (1 + F(a/d))}. \quad (15)$$

По всей видимости, чем большее взаимовлияние включений $F(a/d)$, тем меньший предельный размер включений, которые влияют на предел выносливости

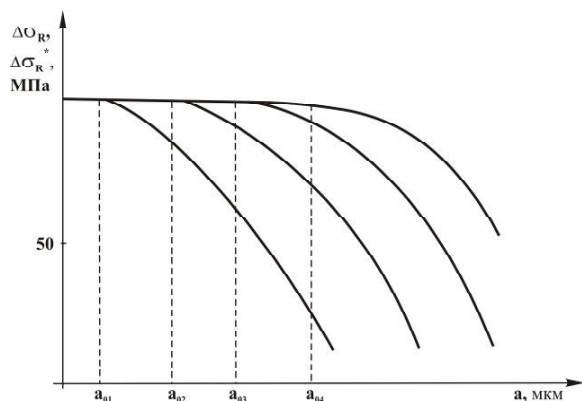


Рис. 4. Зависимость предела выносливости алюминиевого сплава от размеров включений: $a_{01}, \dots, a_{04}$ – размеры включений, которые не влияют на предел выносливости при разном объемном содержании

На рис. 4 изображено влияние размеров и объемного содержания интерметаллидных включений на предел выносливости алюминиевого сплава. Такие диаграммы являются, по сути, обобщением известных диаграмм для образцов с надрезами Китагава-Такахаси [8] на случай концентраторов напряжений технологического типа, которыми являются интерметаллидные и неметаллические включения в сплавах.

Поскольку размер включений $2a$ связан с их формой (под влиянием модификатора объем включения остается постоянным – изменяется лишь форма), то в результате простых расчетов могут быть построены диаграммы зависимостей предела выносливости от формы включений. Такая диаграмма для реального материала с объемным содержанием включений 12 % [9] изображена на рис. 5. Точками обозначены экспериментально установленные значения предела выносливости. Как можно видеть, результаты теоретического прогноза и экспериментов удовлетворительно согласуются.

С ростом содержания железа в сплаве возрастает объемная доля включений, их размеры укрупняются (см. табл. 2), что приводит к снижению сопротивления усталости (рис. 6). Была проведена теоретическая проверка данного утверждения, сделанного на основе экспериментальных данных, путем расчета значения предела выносливости при различном содержании железа

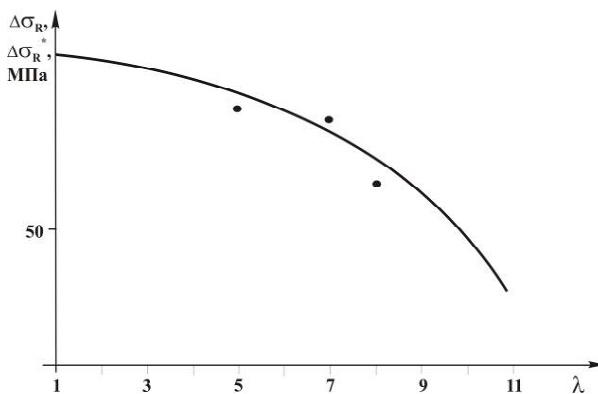


Рис. 5. Диаграмма предела выносливости алюминиевого сплава

по формулам (12)–(14). Расчет проводился для системы коллинеарных периодически размещенных сквозных трещин.

Как видно из полученных графиков, расчетные (теоретические) значения предела выносливости несколько выше экспериментальных данных. Это может объясняться тем, что при проведении эксперимента на его результаты воздействует множество неучитываемых факторов, которые могут приводить к снижению уровня получаемых данных.

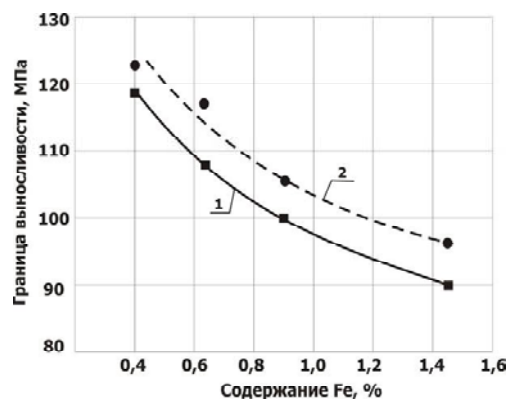


Рис. 6. Зависимость предела выносливости сплава АК8МЗ от содержания железа:

1 – экспериментальные данные, 2 – расчетные данные

Из приведенных результатов следует, что есть два пути улучшения служебных свойств вторичных алюминиевых сплавов:

- 1) снижение объемного содержания интерметаллидных включений;
- 2) изменение формы включений введением модификаторов.

Выводы

На основе математической и физической моделей интерметаллидного включения установлено, что при амплитуде нагрузок на уровне предела выносливости

включения разрушаются уже при первых циклах нагрузки.

Установлено, что существуют предельные размеры и объемное содержание интерметаллидных включений, которые не снижают предел выносливости алюминиевых сплавов. Показано, что предельные размеры включений уменьшаются с увеличением их объемного содержания.

Получена инженерная зависимость для прогнозирования предела выносливости материала от размеров и объемного содержания включений.

Экспериментальными исследованиями и теоретическими расчетами показано, что эффективным методом повышения сопротивления алюминиевых сплавов является введение модификаторов, которые позволяют изменить форму включений с пластинчатой на глобулярную.

Список литературы

1. Пат. 57584А Україна, МКИ C22C1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І.П. Волчок, О.А. Мітяєв (Україна). – № 2002108343 ; заявл. 22.10.2002 ; опубл. 16.06.2003. Бюл. №6.
2. Панасюк В. В. Пространственные задачи теории трещин : (Обзор) / Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Стадник М. М. // Физ.-хим. механика материалов. – 1979. – № 4. – С. 39–55; № 5. – С. 45–65; №6. – С. 17–26.
3. Smith R. A. Prediction of fatigue regimes in notched components / Smith R. A., Miller K. J. // Int.J. Mech. Sci., 20. – P. 201–206.
4. El Haddad M.H. Prediction of non propagating crack / El Haddad M.H., Topper T.H. and Smith K.N. // Eng. Fract. Mech., 1979, 11, P. 573–584.
5. Панасюк В. В. напряжений в трехмерных телах с тонкими включениями / Панасюк В. В., Стадник М. М., Силованиук В. П. – К.: – Наук. думка, 1986. – 214 с.
6. Irwin G.R. Analysis of stresses and strain near the end of crack traversing a plate./ Irwin G.R. // Journal of Appl. Mech., 1957, 24. – № 3. – P. 361–364.
7. Koiter W. T. An infinite row of collinear cracks in an infinite elastic sheet / Koiter W. T. // Ing. Arch. – 1959, 28. – № 3. – P. 168–172.
8. Kitagawa H. Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the early stage / Kitagawa H., Takahashi S. // Proc. of the 2nd International conference on the mechanical behaviour of materials. 1976, Boston, MA. – P. 672–631.
9. Вплив інтерметалідних включень на міцнісні властивості алюмінієвих сплавів / [Волчок І. П., Силованиук В. П., Мітяєв О. А., Івантишин Н. А.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 2. – С. 17–21.

Одержано 03.06.2015

Беліков С.Б., Силованиук В.П., Волчок І.П., Мітяєв О.А. Вплив інтерметалідних фаз на межу втоми вторинних силумінів

На основі математичної та фізичної моделей інтерметалідного включення запропоновано розрахункові формули для визначення межі втоми силумінів залежно від розмірів та об'ємного вмісту інтерметалідів.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, інтерметалідна фаза, математична модель.

Byelikov S., Sylovaniuk V., Volchok I., Mityayev O. Influence of intermetallic phases on the secondary silumins' fatigue limit

Using the mathematical and physical models of the intermetallic inclusion the calculating formulas are suggested for determination of the fatigue limit of silumins depending on the sizes and volume of intermetallic compounds.

Key words: aluminum alloy, intermetallic phase, mathematical model.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.793.6:621.785.5

Д-р техн. наук Б. П. Середа¹, И. В. Палехова², Д. Б. Середа¹

¹Запорожская государственная инженерная академия, ²ООО НПФ «Днепростар»; г. Запорожье

ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ТИТАНОМ И БОРОМ

Рассмотрена газотранспортная СВС-технология нанесения титано-борированных покрытий при различных способах обработки. Показаны результаты исследований их структуры и свойств. Приведены сравнительные данные эксплуатационных характеристик СВС-покрытий и их диффузионных аналогов.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, газотранспортная технология, газотранспортные химические реакции, тепловое самовоспламенение, титаноборидные покрытия, диффузионное насыщение, титано-борированные стали.

Введение

В современном машиностроении значительно возросли требования к прочностным характеристикам материалов деталей машин и инструмента, в связи с этим особое значение приобретают физико-механические свойства их поверхностного слоя. Для поверхностного упрочнения изделий из конструкционных и легированных сталей широко применяют методы создания различных функциональных покрытий. Одним из наиболее эффективных методов поверхностного упрочнения сталей является химико-термическая обработка (ХТО), которая заключается в одновременном воздействии на поверхности температурных градиентов и веществ, химически реагирующих с металлом изделия [1].

Среди таких процессов важное место занимают технологии насыщения поверхностного слоя сталей бором.

Боридные слои имеют высокие физико-механические характеристики. Микротвердость слоев достигает 20000 МПа и эти значения микротвердости могут сохраняться до температур 600–700 °С, что важно для повышения износостойкости изделий, работающих при высоких температурах. При борировании на поверхности стальных изделий возможно получить достаточно протяженные слои, однако из-за различных коэффициентов температурного расширения слоя и основы, они характеризуются низкой адгезией к подложке и высо-

кой хрупкостью [2]. Кроме того, большинство из известных процессов борирования длительны (4–12 часов), трудоемки, материал- и энергозатратны [3–6]. Поэтому интенсификация процессов борирования, а также получение покрытий боридного типа, устойчивых к скалыванию и получение у них заданных свойств является в настоящее время актуальной задачей. Одним из решений этой задачи может оказаться нанесение комплексных многокомпонентных покрытий в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

СВС – высокоинтенсивное экзотермическое взаимодействие химических элементов в конденсированной фазе, способное к самопроизвольному распространению в виде волны горения [7–8].

Целью данной работы являлось теоретическое и экспериментальное исследование физико-механических процессов, лежащих в основе получения комплексных титано-боридных покрытий на конструкционных сталях в режиме теплового самовоспламенения с применением принципа газотранспортных химических реакций [9]. А также изучение влияния природы насыщающих реагентов, состава реакционных смесей, химического состава сталей и параметров процесса насыщения (времени, температуры, стадийности) на состав, структуру и свойства титано-боридных покрытий, полученных методом СВС.

Материалы и методика исследования

Объектом исследования были выбраны образцы из железа технической чистоты и сталей массового назначения (сталь 20, сталь 45, У8).

В качестве реакционных агентов использовали порошки дисперсностью 200–350 мкм карбида бора (B_4C) (ГОСТ 5744-85), MgB_{12} , Cr_2O_3 , Al_2O_3 , Al и Ti технической чистоты. Газотранспортными агентами служили NH_4Cl химической чистоты и металлический йод I_2 .

Химико-термическую обработку осуществляли в реакторе открытого типа ($P = 10^5$ Па) в рабочем интервале температур 850–950 °С. Продолжительность изотермической выдержки варьировалась от 30 до 60 минут.

При нанесении покрытий использовались как одновременный, так и последовательный способ диффузионного насыщения. В обоих случаях максимальная суммарная продолжительность обработки не превышала 60 мин.

Подготовка поверхности образцов состояла в последовательных шлифовке, полировке и обезжиривания в ацетоне.

Инициирование процесса теплового самовоспламенения осуществлялось путем предварительного нагрева в печи сопротивления до температуры начала экзотермической реакции (t_*).

Температуру СВС-смесей контролировали хромель-алюмелевыми и вольфрам-ренийевыми термопарами в защитном чехле, помещенными в объем реакционной шихты, и подключенными к потенциометру серии КСП.

Толщину упрочненных слоев покрытий исследовали на световом микроскопе «Neophot-21» при увеличении до $\times 500$. Микроструктуру выявляли методом травления в 3 % спиртовом растворе пикриновой кислоты (ТУ 6-09-08-317-80). Для выявления границ зерен феррита использовали 4 % спиртовой раствор азотной кислоты [10].

Для анализа фазового состава покрытий использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-3М.

Исследование элементного состава покрытий проводили методом микрорентгеноспектрального анализа с применением микроанализатора JEOL «Superprob-733».

Микродюретрический анализ проводили на приборе ПМТ-3.

Испытания на износостойкость проводились при трении о жестко закрепленные частицы (ГОСТ 23.208-79) на установке СМТ-1. Для создания абразивно-масляной среды в масляную ванну машины трения добавляли абразивный материал, приготовленный из кварцевого песка (ГОСТ 2138-84).

Для расчета равновесного состава продуктов системы был использованы прикладные пакеты программ «АСТРА.4» и REcalc [11].

Теория и анализ полученных результатов

В общем случае, с точки зрения теплофизики формирования покрытий в режиме теплового самовоспламенения условно можно разделить на пять последо-

вательных стадий: инертный прогрев реакционной смеси до температуры воспламенения, тепловое самовоспламенение, прогрев изделий, изотермическая выдержка, охлаждение.

Продолжительность стадий и какие именно процессы будут протекать на каждой стадии, в значительной степени зависит от составов реакционных смесей и их тепловых характеристик.

Таким образом, регулируя в реакционных СВС-смесях концентрацию активных экзотермических составляющих и газотранспортных агентов, можно значительно снизить температуру начала самовоспламенения (t_*) и увеличить температуру максимального разогрева (t_m).

Экспериментально было установлено, что при нанесении покрытий системы Ti-B максимальное содержание в СВС-шихте газотранспортных агентов не должно превышать: для NH_4Cl – 5 %, а для I_2 – 4 %.

На стадии инертного прогрева происходит испарение и распад используемых газотранспортных носителей по реакциям:



На данной стадии диффузионный слой не формируется ни в смесях, содержащих B_4C и Ti, ни в смесях с содержанием MgB_{12} и Ti.

Вторая стадия (теплового самовоспламенения) характеризуется протеканием основных экзотермических реакций:



В смесях, содержащих MgB_{12} , возможно протекание конкурирующей экзотермической реакции по реакции (5), однако ее экзотермический эффект в используемом для насыщения интервале концентраций достаточно слабо выражен.



Температура в реакторе резко повышается до максимальной температуры процесса t_m . Происходит образование газообразных соединений и перенос основных насыщающих элементов к подложке. Для осуществления химического транспорта необходимо наличие градиента температур между насыщающими элементами и подложкой.

Термодинамический анализ равновесного состава продуктов системы свидетельствует о присутствии в исследуемом диапазоне температур хлоридов или йодидов (в зависимости от выбранного газотранспортного агента) алюминия, хрома, титана, бора.

На поверхности внесенных в порошковую систему стальных изделий на этой стадии возможно протекание гетерогенных реакций обмена с железом подложки.

На третьей стадии (прогрева изделий) происходит выравнивание температуры по объему реактора. Температура процесса снижается до расчетной темпера-

туры насыщения. Начинается формирование покрытия. При этом активные атомы титана, бора, хрома и алюминия диффундируют в металлическую подложку образуя твердый раствор этих элементов в железе, также возможно образование легированных боридных фаз.

В процессе изотермической выдержки (стадия 4) происходит формирование постоянного диффузионного потока активных атомов насыщающих элементов. Наблюдается диффузионный рост покрытия. Увеличение продолжительности изотермической выдержки приводит к росту толщины слоя, который подчиняется параболическому закону. На этой стадии протекают процессы, аналогичные насыщению в стационарных условиях.

На стадии охлаждения формирование диффузионных слоев происходит менее интенсивно, это объясняется уменьшением коэффициентов диффузии насыщающих элементов.

Максимальная скорость роста покрытий наблюдается на начальных этапах СВС-процесса. Это связано с тем, что аустенит, образующийся при резком повышении температуры на стадии теплового самовоспламенения, характеризуется высокой плотностью дислока-

ций по краям зерен и разветвленностью межзеренных границ. В связи с этим его диффузионная восприимчивость увеличивается.

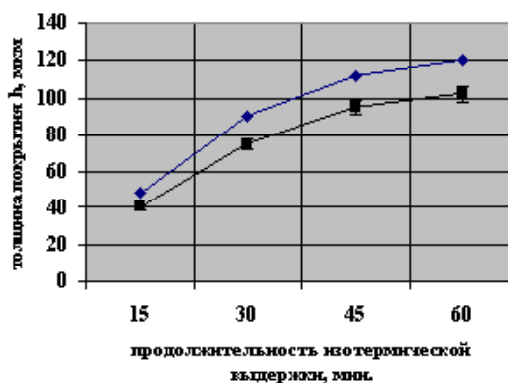
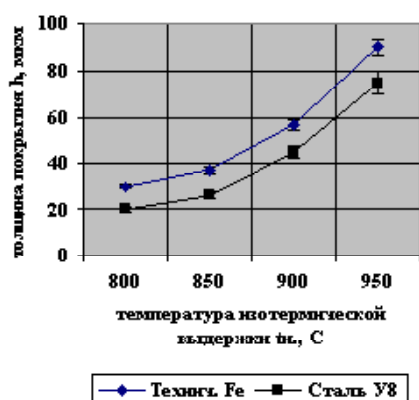
На толщину формируемых титано-боридных покрытий влияют состав шихты, продолжительность и температура изотермической выдержки, химический состав основы и способ насыщения (одновременный или последовательный).

В данной работе исследовался как одновременный, так и последовательный способ насыщения. Суммарная продолжительность изотермической выдержки в обоих случаях не превышала 60 минут.

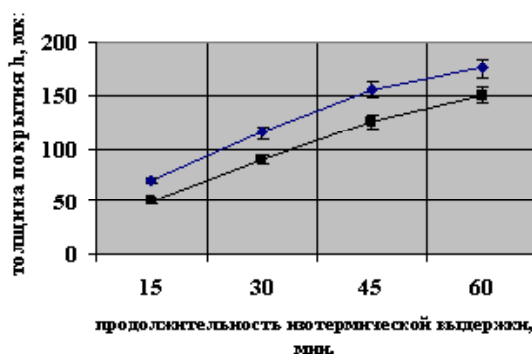
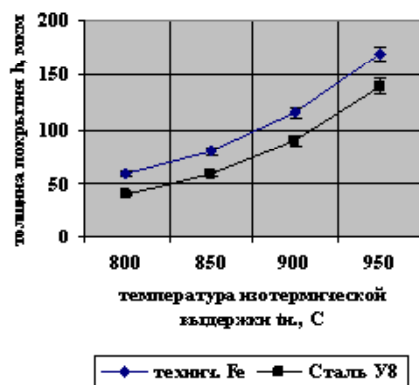
При двухэтапном последовательном способе нанесения покрытий наиболее эффективно борирование сталей с последующим титанированием.

Борирование сталей после титанирования незначительно влияет на структуру и микротвердость титанированного слоя.

Зависимости толщин комплексных Ti-B покрытий, полученных на техническом железе и стали У8 (при одновременном и последовательном способах обработки) от температуры (t_n) и продолжительности (τ_n) изотермической выдержки приведены на рис. 1.



а



б

Рис. 1. Влияние температуры и продолжительности изотермической выдержки на толщину титаноборированных слоев, полученных на технически чистом железе и стали У8 в режиме теплового самовоспламенения при температуре насыщения $t_n = 950$ °C и изотермической выдержке 30 мин:

а – одновременный способ насыщения; б – последовательный способ насыщения

Установлено, что при одновременном способе обработки основным фактором, влияющим на толщину покрытия, является концентрация легирующих элементов в реакционной смеси. При двухстадийном способе обработки основное влияние на первой стадии оказывает продолжительность обработки, а на второй – концентрация титана в СВС-шихте.

С увеличением концентрации углерода в подложке толщина покрытия уменьшается.

Фазовый состав зон в значительной степени зависит от особенностей диффузионного механизма легирующих элементов и химического состава подложки.

При двухстадийном способе нанесения Ti-B покрытий, бор, диффундирующий в поверхность сталей, легирует цементит Fe_3C , который по мере увеличения концентрации атомов бора приобретает формулу борного цементита (Fe_3B). Так как данное соединение неустойчиво, то оно распадается на моно- (FeB) и гемиборид железа (Fe_2B). Поскольку при нанесении покрытий методом СВС также происходит одновременное насыщение хромом и алюминием, то покрытие после первой стадии состоит из двух легированных фаз $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al})\text{B}$ и $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al})_2\text{B}$ [12]. В подборидной зоне обнаруживается небольшое количество борокарбидной фазы. По мере увеличения на границе раздела концентрации атомов бора, фронт реакции смещается в сторону основы материала, происходит оттеснение углерода вглубь подложки и формирование обогащенной углеродом зоны, которая имеет эвтектоидное строение.

При последующем титанировании образовавшееся покрытие приобретает трехфазное строение и состоит из TiB_2 , легированных соединений $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al})\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al})_2\text{B}$, $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Al})\text{Ti}_2$ и переходной зоны твердого раствора B, Ti, Cr, Al в железе.

При совместном способе насыщения диффузионный механизм формирования Ti-B покрытия имеет отличия: захват активных атомов бора и титана поверхностью металла происходит в разных местах и конкуренции между ними нет. Скорость диффузии титана в сталях ускоряется вследствие встречной диффузии углерода с образованием карбидов и карбоборидов различного состава [13]. Этот процесс повышает твердость подборидной зоны.

В местах совместной диффузии бора и титана преобладает диффузионный механизм образования покрытия. Диффундирующие элементы образуют фазы внедрения или замещения с образованием на углеродистых сталях легированные титаном, хромом и алюминием карбидные, боридные и карбоборидные фазы. Диффундирующий титан замещает железо в карбидах и карбоборидах железа, повышая их устойчивость.

В поверхностном слое образцов из технического чистого железа и углеродистых сталей образуются соединения титана с бором, представляющие собой продукт СВС-взаимодействия.

Полученные титано-боридные покрытия характеризуются игольчатым строением (рис. 2), однако при совместном насыщении с титаном, игольчатая структура менее выражена, иглы имеют более округлую форму, карбидные образования приобретают глобулярную форму, таким образом, повышая пластичность покрытия, вследствие чего снижается величина разрушающих напряжений.

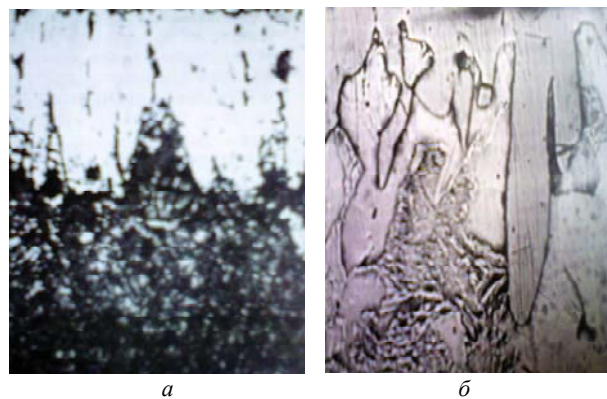


Рис. 2. Микроструктура титаноборированного покрытия на стали 45, полученного методом СВС:

а – общий вид ($\times 300$); б – поперечный микрошлиф слоя ($\times 500$)

При исследовании диффузионных слоев на приборе ПМТ-3 установлено, что микротвердость соединения бора с титаном на поверхности технического железа и сталей составляет $30000 \div 32000$ МПа. Микротвердость легированных боридных фаз колеблется в пределах $14000 \div 16000$ МПа, а микротвердость переходной зоны не превышает 4500 МПа.

Результаты испытаний на износостойкость титаноборированных покрытий на машине СМТ-1 приведены на рис. 3.

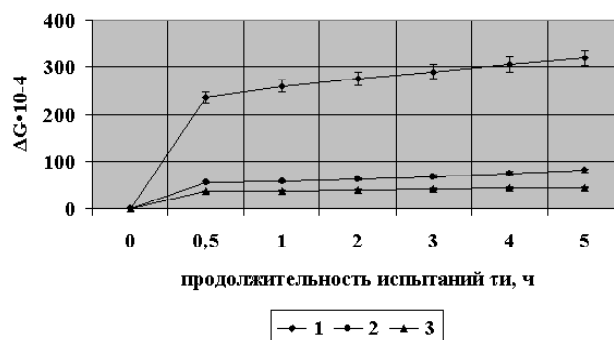


Рис. 3. Зависимость износостойкости различных пар трения от продолжительности испытания на машине СМТ-1 и вида покрытия на стали 45 в присутствии: 1 – контрольный образец сталь 45 без покрытия; 2 – образец с титаноборированным покрытием на стали 45, полученным способом ХТО при изотермической выдержке 4 часа; 3 – образец с титаноборированным покрытием на стали 45, полученным методом СВС при продолжительности изотермической выдержки 60 мин

Как показали проведенные испытания, износостойкость образцов с покрытиями, наносимыми при различных способах обработки, отличается не существенно. Поэтому сравнивались образцы с покрытиями, нанесенными методом СВС (продолжительность насыщения 60 мин.) и химико-термической обработки в изотермических условиях (продолжительность обработки 4 часа). Толщина покрытий в обоих случаях примерно одинакова. В качестве контрольного образца использовался образец из стали 45 без покрытия.

В результате испытаний установлено повышение износостойкости СВС покрытий по сравнению с диффузионным аналогом на 45–50 %, что связано с присутствием в покрытии сложнотвердых фаз и объясняется особенностями СВС-процесса. По сравнению с контрольным образцом, наблюдается повышение износостойкости в 7–8 раз.

Выводы

1. Метод СВС позволяет получать на углеродистых сталях качественные покрытия на основе боридов титана. При этом способ насыщения влияет на толщину и фазовый состав покрытий.

2. Двухстадийная СВС-технология насыщения позволяет получать покрытия большей толщины, чем одностадийная. Однако покрытия, полученные при совместном насыщении, характеризуются большей пластичностью.

Титано-борированные стали с СВС-покрытиями обладают улучшенными эксплуатационными свойствами по сравнению с диффузионными аналогами при снижении материальных и энергетических затрат.

Список литературы

1. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / под ред. Л. С. Ляховича. – М. : Металлургия, 1981. – 424 с.

2. Лабунец В. Ф. Износостойкость боридных покрытий / В. Ф. Лабунец, Л. Г. Ворошнин, М. Ф. Киндрачук. – К. : Техніка, 1989. – 204 с.
3. Шатинский В. Ф. Защитные диффузионные покрытия / В. Ф. Шатинский, А.И. Нестеренко. – К. : Наукова думка, 1988. – 272 с.
4. Лахтин Ю. М. Поверхностное упрочнение сталей и сплавов / Ю. М. Лахтин // МиТОМ. – 1988. – № 11. – С. 11–14.
5. Ворошнин Л. Г. Борирование стали / Л. Г. Ворошнин, Л. С. Ляхович. – М. : Металлургия, 1978. – 239 с.
6. Ворошнин Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов / Л. Г. Ворошнин. – Минск : Беларусь, 1981. – 237 с.
7. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтез материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
8. Grigor'ev Y.M. SHS coatings / Y.M. Grigor'ev, A.G. Merzhanov // Int. J. of SHS. – 1992 (Vol. 1). – № 4. – P. 600–639.
9. Шефер Г. Химические транспортные реакции / Г. Шефер. – М. : Мир, 1964. – 189 с.
10. Беккерт М. Справочник по металлографическому травлению / М. Беккерт, Х. Клемм. – М. : Металлургия, 1979. – 336 с.
11. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / [Г. Б. Синярев, Н. А. Ватолин, Б. Г. Трусов, Р. К. Моисеев]. – М. : Наука, 1982. – 263 с.
12. Получение борированных покрытий в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / [Б. П. Середа, В. И. Иванов, В. П. Грицай, Ю. И. Усенко] // Изв. ВУЗов. Черная Металлургия. – 1998. – № 9. – С. 57–61.
13. Гурьев А. М. Механизм диффузии бора, хрома и титана при одновременном многокомпонентном поверхностном легировании железоуглеродистых сплавов / А. М. Гурьев, С. Г. Иванов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 1. – С. 56–61.

Одержано 06.11.2014

Середа Б.П., Палехова І.В., Середа Д.Б. Застосування процесів самопоширеного високотемпературного синтезу для поверхневого зміцнення конструкційних сталей титаном і бором

Розглянуто газотранспортну СВС-технологію нанесення титано-борованих покриттів при різних способах обробки. Показані результати досліджень їх структури і властивостей. Наведені порівняльні дані експлуатаційних характеристик СВС-покриттів і їх дифузійних аналогів.

Ключові слова: самопоширений високотемпературний синтез, газотранспортна технологія, газотранспортні хімічні реакції, теплове samozapalennya, титано-боридні покриття, дифузійне насичення, титано-боровані сталі.

Sereda B., Palekhova I., Sereda D. Application of processes of self-propagating high temperature synthesis for the superficial work-hardening construction steels with titan and boron

Gas-transport SHS- technology of causing of the titanic-boron coverings is considered at the different ways of treatment. The results of researches of their structure and properties are shown. Comparative data of operating descriptions of the SHS-coverings and their diffusive analogues are given.

Key words: self-propagating high-temperature synthesis, gas-transport technology, gas-transport chemical reactions, thermal spontaneous ignition, titanic-boron coverings, diffusive saturation, titanic-borated steels.

УДК 620.186.1: 669.187.56

Канд. техн. наук В. Г. Іванов, канд. техн. наук Є. М. Парахневич

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВЛЕННЯ НА МОРФОЛОГІЮ ГРАФІТНОЇ ФАЗИ В СІРИХ ЧАВУНАХ

Представлено дані щодо впливу електрошлакового переплавлення на морфологію графітних вкраплень пластинчастої та кулястої форми. Встановлено, що швидка кристалізація чавуну в мідному кристалізаторі унеможливує виділення грубих включень графіту, подрібнює його та сприяє кристалізації цементиту.

Ключові слова: електрошлакове переплавлення, чавун, форма вкраплень графіту.

Вступ

Прогресивним процесом покращення фізико-механічних та службових характеристик литих виробів є електрошлакове переплавлення (ЕШП) або електрошлакова обробка, яка дає можливість значно очистити метал від шкідливих домішок і газів та підвищити властивості. Крім того, електрошлакове наплавлення з успіхом використовується для отримання біметалевих заготовок або при відновлювально-ремонтних роботах у металургії, ковальсько-штампувальному виробництві, автомобільному, нафтовому та енергетичному машинобудуванні. У чавунних виливках графітна фаза найбільшою мірою визначає властивості. Тому дослідження впливу електрошлакової обробки на характер, розміри та розподілення графітових включень у чавуні є актуальним.

Постановка задачі

Внаслідок того, що чавун залишається одним з найрозповсюдженіших конструкційних матеріалів, а виробництво чавуну з кулястим графітом має стійку тенденцію до розширення обсягів виробництва мало значний інтерес встановити вплив електрошлакового переплавлення на зміну морфології графітних включень пластинчастої та кулястої форми.

Огляд літератури

Електрошлакове оброблення чавуну використовується значно рідше ніж сталі, але теж досить добре вивчено [1–5]. У роботах Н. Г. Гиршовича, К. І. Ващенко, В. С. Шуміхіна, Б. І. Медовара та ін. описані результати впливу електрошлакового оброблення на властивості чавунів. Покращення властивостей пов'язують з очищенням металу від шкідливих домішок (фосфору, сірки та ін.) та газів, а також подрібненням структурних складових. Значно менше приділялося уваги зміні морфології графітної фази та можливості керування нею при електрошлаковому обробленні чи переплавленні.

У наш час суттєво змінюються умови плавки та сировинна база чавунів, а також зростає середня викорис-

тання біметалевих виливків та навіть композитних матеріалів, де чавунам відводиться також значна роль. Тому вивчення впливу електрошлакового переплавлення на морфологію графітної фази дозволить створити умови для керування нею з метою реалізації максимальною мірою всіх позитивних властивостей чавунів.

Матеріали і методи

У цій роботі наведено вплив електрошлакової обробки на структуру чавунів та морфологію графітової фази. Використовувалися чавуни однакового заевтектичного складу з пластинчастою та кулястою формою. Заевтектичний склад вибирався з метою забезпечення при кристалізації графітної фази як провідної.

Попередньо в індукційній печі виплавляли чавун наступного складу (мас. частка, %): 3,72 С; 3,87 Si; 0,3 Mn; 0,038 P; 0,081 S. Для отримання кулястого графіту метал у ковші обробляли нікель-магнієвою лігатурою (15 % Mg, 0,6 % Ce) у кількості 0,5 % та феросиліцієм ФС 65 у кількості 1,0 %. Вміст сірки у високоміцному чавуні знизився до 0,019 %.

У графітові виливниці з внутрішнім діаметром 60 мм заливали циліндричні заготовки під штанги для ЕШП. Підготовлені заготовки кріпили до сталевих штанг за допомогою шпильок та зварювання.

Експерименти

Електрошлакове переплавлення здійснювали на установці А550У-02 в мідному кристалізаторі діаметром 100 мм під стандартним флюсом АНФ-29. Злитки після переплавлення розрізали на зразки та піддавали металографічному дослідженню.

Результати

Включення графіту в сірому чавуні характеризувалися прямолінійною пластинчастою формою з рівномірним розподіленням, довжина включень графіту становила 90–120 мкм, кількість графіту 12 %. Кількість перліту становила 20 %. У високоміцному чавуні включення

графіту були кулястої неправильної форми, рівномірно розподілені, діаметр включень становив 35–65 мкм, кількість графіту 12 %. Структура металевої основи містила ферит (біля 55 %) та ледебурит. Початкова структура наведена на рис. 1 *а, б*.

Після електрошлакового переплавлення морфологія графітної фази суттєво змінюється. Значно подрібнюються графітові включення, фосфідна евтектика, подавляється «спадковість» структури чушкового чавуну. Розподіл графітових включень у сірому чавуні стає міждендритним точковим або пластинчастим. Крім того, спостерігається також графіт компакної форми. Структура металевої основи стає дедритоподібною, строго орієнтовною за фронтом кристалізації. Перлітні ділянки подрібнюються та стають більш дисперсними. Спостерігаються також грубі включення цементиту (рис. 1, *в, з*).

Аналогічна тенденція спостерігається у високоміцному чавуні. Кулясті включення графіту також подрібнюються, структура стає дендритною. Спостерігається перетворення кулястої форми включень графіту на вермикулярну дисперсну форму (рис. 2, *б*).

Обговорення

Такі зміни морфології графітної фази та структури є результатом впливу теплових факторів електрош-

лакового переплавлення. Швидка кристалізація чавуну в мідному кристалізаторі унеможливає виділення грубих включень графіту і сприяє кристалізації цементиту.

Уповільнення кристалізації чавуну за рахунок підбору складу шлаку, теплового режиму плавки та додаткового модифікування дозволить отримувати чавунні зливки або наплавлення з дрібним рівномірно розподіленим графітом компакної або кулястої форми, гарантуючи підвищені властивості та ресурс експлуатації литих виробів.

Висновки

Показано, що електрошлакова обробка сірого та високоміцного чавуну суттєво змінює морфологію графітної фази, що є результатом впливу теплових факторів процесу. Швидка кристалізація чавуну в мідному кристалізаторі унеможливає виділення грубих включень графіту і сприяє кристалізації цементиту. Уповільнення кристалізації чавуну за рахунок підбору складу шлаку, теплового режиму плавки та додаткового модифікування дозволить отримувати чавунні зливки або наплавлення з дрібним рівномірно розподіленим графітом компакної або кулястої форми, гарантуючи підвищені властивості та ресурс експлуатації литих виробів.

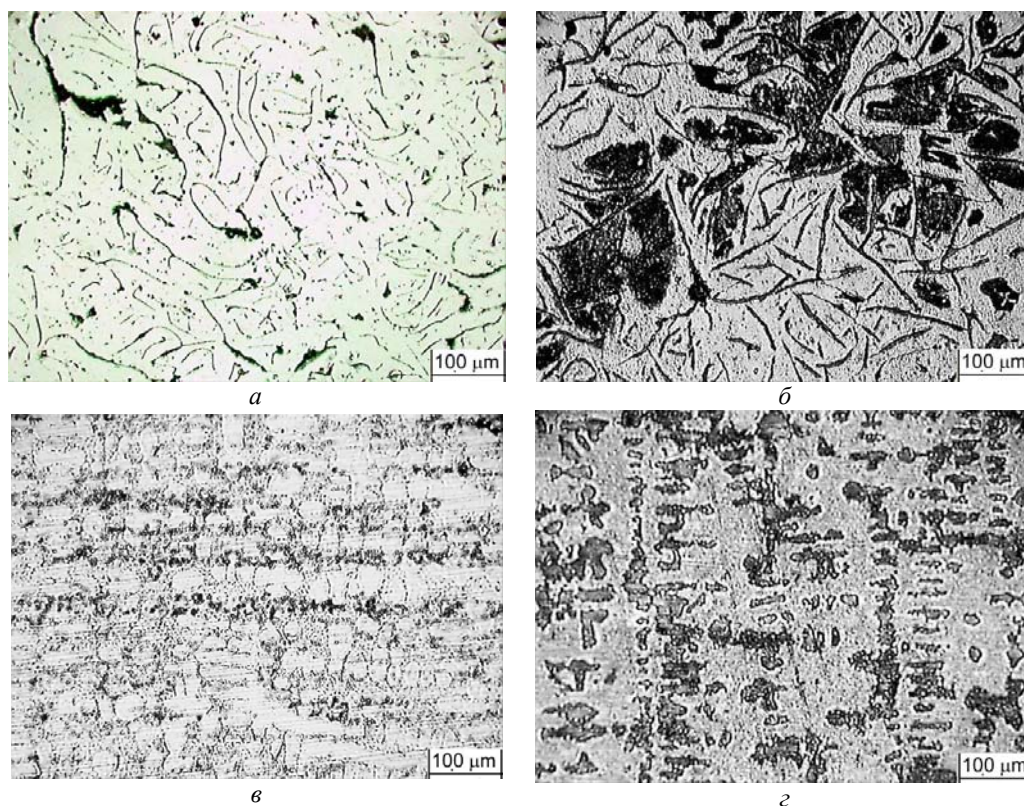


Рис. 1. Структура сірого чавуну до та після ЕШП:

а, в – графітові включення; *б, з* – структура металевої основи (оброблено ніталем)

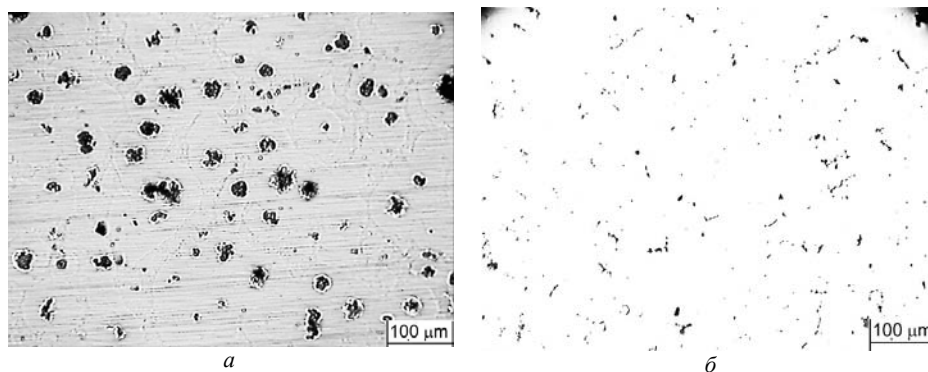


Рис. 2. Графітові включення до (а) та після ЕШП (б)

Список літератури

1. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. – К. : Наук. думка, 1981. – 680 с.
2. Кусков Ю. М. Электрошлаковая наплавка: достижения и перспективы (обзор) / Ю. М. Кусков // Сварочное производство. – 1999. – № 10. – С. 32–36.
3. Электрошлаковая технология восстановления сталеразливочных изложниц / [М. И. Гасик, В. К. Цебрятенко, Ю. П. Худик и др.] // Проб. спец. металлургии. – 1987. – № 1. – С. 5–7.
4. Медовар Л. Б. О прокатных валках будущего и электрошлаковых технологиях их изготовления / Л. Б. Медовар // Современная электрометаллургия. – 2003. – № 3. – С. 9–12.

Одержано 09.03.2015

Иванов В.Г., Парахневич Е.Н. Влияние электрошлакового переплава на морфологию графитной фазы в серых чугунах

Представлены данные по влиянию электрошлакового переплава на морфологию графитных включений пластинчатой и шаровидной формы. Установлено, что быстрая кристаллизация чугуна в медном кристаллизаторе устраняет выделение крупных включений графита, измельчает его и способствует кристаллизации цементита.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав, чугун, форма включений графита.

Ivanov V., Parahnevich E. Effect of electroslag remelting on graphite phase morphology in grey cast iron

The data of the electroslag remelting effect on morphology graphite inclusions with lamellar and spherical shape was presented. Rapid crystallization of cast iron in a copper mold eliminates the precipitating of large graphite inclusions, leading to a grain refinement and promotes cementite crystallization were established.

Key words: electroslag remelting, cast iron, inclusion graphite shape.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КОНЦЕВОГО ФИНИШНОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КОЛЕБАНИЙ ТОНКОСТЕННОЙ ДЕТАЛИ

Показаны экспериментальные исследования концевого фрезерования тонкостенных деталей. Рассмотрено влияние направления подачи на параметры колебаний детали и качество обработанной поверхности. Оценку колебаний проводили согласно разработанной авторами методике, которая позволяет полностью охарактеризовать поведение детали во время фрезерной обработки. Полученные данные показывают, что при определенных частотах вращения шпинделя выгодным является использование попутного или встречного фрезерования.

Ключевые слова: тонкостенная деталь, зона профилирования, колебания, резание, формообразование, упругая система.

Введение

В авиакосмической отрасли широко применяются детали, имеющие тонкостенные элементы, которые получают путем фрезерования на современных станках с ЧПУ. Обработка таких деталей, ввиду их невысокой жесткости, приводит не только к появлению вибраций, ухудшающих шероховатость обработанной поверхности, но и к значительному снижению размерной точности. Из-за упругой деформации детали установленный припуск снимается не полностью, приводя к отклонениям формы и расположения номинального профиля.

Цель статьи – установление закономерностей влияния условий концевого финишного фрезерования на параметры колебаний тонкостенных деталей во время обработки.

В работе авторов [1] показано, что для изучения колебаний, возникающих в тонкостенной детали, необходимо одновременно учитывать как внешнюю силу – $P_{от}$ – отжима детали, вызывающую ее отклонение от положения равновесия, так и внутреннюю силу $P_{упр}$, стремящуюся вернуть деталь в положение равновесия. Причем, при начале движения детали появляются дополнительные внутренние силы: $P_{тр}$ – сила трения (демпфирования), зависящая от скорости движения, и сила инерции $P_{ин}$, зависящая от массы и ускорения движения детали. Так как движение детали является колебательным относительно положения ее равновесия, то в каждый момент времени действия этих сил могут быть разными по величине и противоположными по направлению.

Также стоит отметить, что при изучении колебаний (вибраций), возбуждаемых в детали или инструменте при резании, применение любых динамометров, имеющих собственную упругую систему с характери-

стиками жесткости, демпфирования и массой, вносит значительные погрешности при измерении возникающих отклонений и приводит к ошибочным общим результатам.

Поэтому при изучении вибраций оценку всех видов сил, действующих на деталь или инструмент необходимо проводить непосредственно по величине отклонения самой детали или инструмента. Отклонение, записанное во времени и является законом движения тела (детали или инструмента). Таким образом, путем осциллографирования отклонений тела во времени можно получить закон его движения и на основании этого закона изучать влияние всех видов сил, которые на него воздействуют.

Исходя из рассмотренных выше рассуждений, авторами разработан экспериментальный стенд [2] для исследования вибраций, возникающих в тонкостенной детали при концевом фрезеровании. На рис. 1 приведена схема измерения колебаний.

Оригинальностью данной схемы измерения является возможность раздельного рассмотрения влияния зоны обработки – и свойств упругой системы (УС) тонкостенной детали – 1 на особенности возбуждения в ней всех видов колебаний (вынужденных, автоколебаний и свободных затухающих).

Основным допущением в данной схеме является условие абсолютной жесткости инструмента. Такой подход позволяет независимо изменять **условия фрезерования в зоне обработки** (обрабатываемый материал, режимы резания, геометрию инструмента, условия его трения, нагрева и охлаждения), определяющих величину внешней возбуждающей силы $P_{от}$ и **характеристики УС детали** (жесткость, демпфирование, массу), определяющих величину внутренней силы $P_{упр}$, которая является реакцией детали на действие силы $P_{от}$.

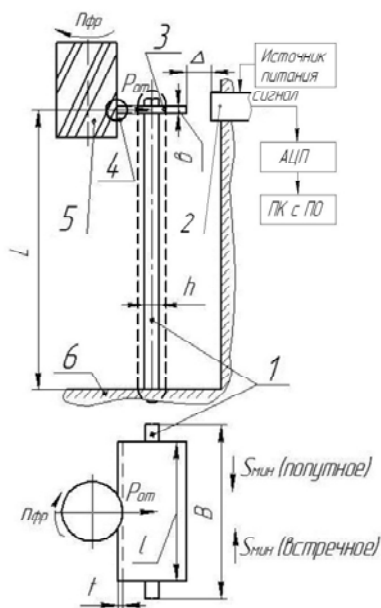


Рис. 1. Схема исследования колебаний тонкостенной детали при концевом фрезеровании

Закон движения (отклонения) детали определяется датчиком перемещения – 2, сигнал которого через АЦП записывается во времени и запоминается в ПК.

Осциллограмма колебательного движения тонкостенной детали в процессе обработки представляет собой регулярно повторяющиеся отклонения детали. Такой характер осциллограммы объясняется механикой процесса фрезерования, связанной с периодическим входом и выходом зубьев фрезы в деталь при срезании припуска. На основании анализа большого количества осциллограмм, записанных при различных условиях фрезерования, статических и динамических характеристиках УС детали, авторы предлагают использовать для анализа процесса фрезерования базовый (регулярно повторяющийся) фрагмент осциллограммы (БФО). Таковым является участок осциллограммы между моментами начала контакта двух соседних зубьев фрезы. Также авторами определено 10 параметров на БФО отклонения тонкостенной детали, которые могут полностью характеризовать условия ее поведения при фрезерной обработке (рис. 2).

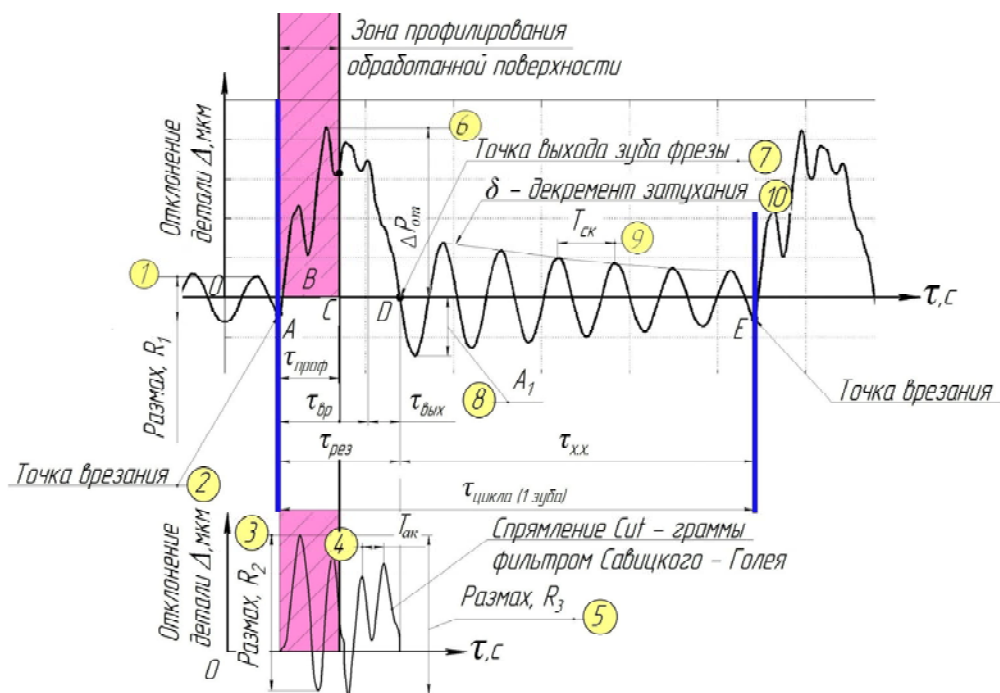


Рис. 2. Методика исследования колебаний по Cut-граммам отклонения детали (фрезерование встречное):

1 – размах свободных затухающих колебаний перед врезанием зуба фрезы в припуск – R_1 , 2 – точка врезания зуба фрезы в деталь, 3 – размах автоколебаний в зоне профилирования – R_2 , 4 – частота автоколебаний в процессе срезания припуска зубом фрезы $f_{ак} = \frac{1}{T_{ак}}$, 5 – размах автоколебаний в процессе резания – R_3 , 6 – максимальное отклонение детали в результате воздействия вынуждающей силы отжима $\Delta P_{ом}$, 7 – точка выхода зуба фрезы, 8 – амплитуда первой волны свободных затухающих колебаний A_1 , 9 – частота свободных затухающих колебаний детали $f_{ск} = \frac{1}{T_{ск}}$, 10 – логарифмический декремент свободных затухающих колебаний детали δ

При рассмотрении колебаний в зоне резания удобно произвести спрямление данного участка фильтром Савицкого-Голея [4].

Режим обработки задается изменением числа оборотов шпинделя – n [об/мин], величиной снимаемого припуска – t [мм], шириной фрезерования – b [мм], а также величиной и направлением (встречное и попутное) подачи $S_{\text{мин}}$ [мм/мин].

Экспериментальные исследования процесса финишного концевое фрезерования тонкостенной детали проводили при следующих условиях:

а) **Оборудование** – универсально фрезерный станок модели FWD – 32J;

б) **Инструмент** – концевая 3-х зубая фреза CANELA D20 Z3 со сменными многогранными неперетачиваемыми пластинками из твердого сплава APKT100305PDER JC8050 фирмы Dijet. В эксперименте устанавливался 1 режущий зуб. Вместо двух других зубьев устанавливались равные по весу свинцовые грузики, обеспечивающие балансировку фрезы. Геометрия режущего зуба: $\gamma = 6^\circ$, $\alpha = 11^\circ$, $\lambda = -10^\circ$.

в) **Образец из обрабатываемого материала** размером 50Ч20Ч2 (Ст. 3кп ГОСТ 380-2005).

г) **Упругая система тонкостенной детали.** Пластина с размерами вылета $L = 80$ мм, $B = 60$ мм, $h = 4$ мм. Материал Сталь 65Г (HRC 60). Вместе с закрепленным образцом УС тонкостенной детали имеет следующие характеристики: жесткость $j = 228,1$ Н/мм, частота собственных колебаний $f = 264$ Гц, логарифмический декремент затухания колебаний – 0,091.

д) **Режимы фрезерования:**

- скорость вращения шпинделя от $n = 224$ до 1800 об/мин;
- продольная подача стола от $S_{\text{мин}} = 11,2$ до 90 мм/мин;
- подача на зуб $S_z = 0,05$ мм/зуб;
- ширина среза $b = 2$ мм;
- глубина фрезерования (припуск) $t = 0,5$ мм;
- направление подачи – встречное и попутное;
- условие резания – свободное, косоугольное.

С увеличением частоты вращения фрезы сокращается как время резания – $\tau_{\text{рез}}$, так и время холостого хода – $\tau_{\text{х.х.}}$ зуба фрезы. В этом случае, при выходе зуба фрезы из зоны резания деталь находится в возбужденном (колебательном) состоянии и до подхода очередного зуба не успевает успокоиться. Таким образом, очередной зуб врезается в деталь, которая совершает свободные затухающие колебания. В зависимости от того, в какой момент отклонения детали от положения равновесия происходит ее контакт с очередным зубом, будет определяться уровень ее отклонения от действия вынуждающей силы $P_{\text{от}}$.

При рассмотрении данной УС тонкостенной детали увеличение размаха свободных затухающих колебаний перед врезанием зуба фрезы в деталь начинается с $n = 710$ об/мин и далее стремительно увеличивается, достигая своих максимальных значений при $n = 1800$ об/мин. Характер роста параметра R_1 с увеличением скорости схож как при попутном, так и при встречном фрезеровании. Однако на высоких скоростях ($n = 1800$ об/мин) наблюдали существенную разницу при изменении направления подачи. Так, при встречном фрезеровании максимальное значение параметра R_1 составило 201 мкм, в то время как для попутного это же значение равнялось 124,5 мкм (рис. 3).

Итак, полученные результаты свидетельствуют о том, что при увеличении скорости вращения шпинделя существенно увеличивается и размах свободных затухающих колебаний перед врезанием зуба фрезы в деталь. И на высоких скоростях в условиях финишного фрезерования может достигать до 40 % припуска, что в значительной мере может способствовать ухудшению качества и размерной точности обработки. При таких условиях обработки необходимо обеспечивать минимальный разброс точки врезания путем точного подбора частоты вращения шпинделя.

Часть поверхности резания, оставшаяся от предыдущего прохода зуба, формирует рельеф обработанной поверхности и называется **участком профилирова-**

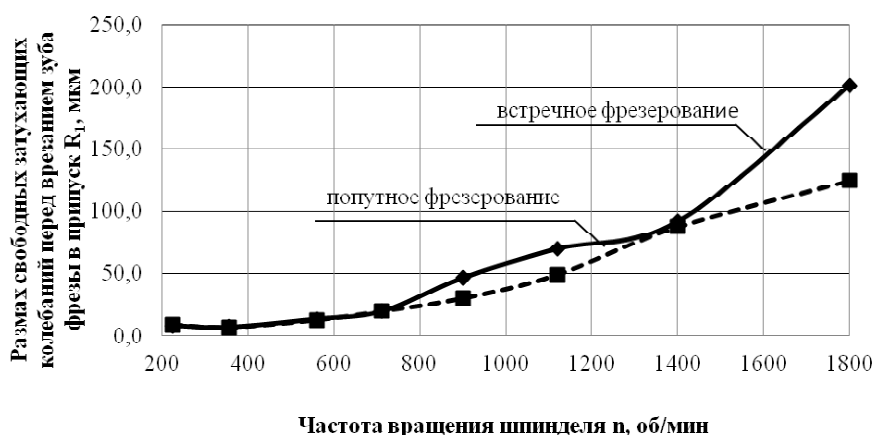


Рис. 3. Размах свободных затухающих колебаний перед врезанием зуба фрезы в припуск R_1 при различных направлениях подачи

ния рельефа (или зоной профилирования). Уровень колебаний на данном участке характеризует качество обработанной поверхности. На рис. 4 можно наблюдать скоростные диапазоны появления регенеративных автоколебаний. При встречном фрезеровании вырождение автоколебаний наступает при меньших частотах вращения шпинделя по сравнению с попутным. Также размах автоколебаний в зоне профилирования несколько выше (на 31 %) при встречном фрезеровании. Это является одними из характерных отличий попутного и встречного фрезерования.

При резании, когда зуб фрезы находится в зацеплении с припуском, частота УС тонкостенной детали становится выше ЧСК детали. Также частота автоколебаний является параметром, который определяет скорость резания, на которой произойдет вырождение автоколебаний. При уменьшении времени резания рано или поздно наступит такое его значение, когда системе будет недостаточно времени для совершения автоколебания, другими словами, период резания станет меньше периода колебаний. Однако, как показывают исследования, частота автоколебаний уменьшается при увеличении частоты вращения шпинделя (рис. 5), то есть система подстраивается под изменение условий резания. Также стоит отметить, что частота автоколебаний при попутном фрезеровании выше (в среднем на 30 %), чем при встречном. Именно поэтому при встречном фрезеровании вырождение автоколебаний происходит на более низкой скорости резания.

Параметр размаха автоколебаний в процессе резания характеризует воздействие процесса резания на износ режущего инструмента, шпиндельных узлов станка, уровень шума и т.д. На рис. 6 показан график изменения размаха автоколебаний в зависимости от скорости. В целом, сохраняются зависимости, полученные при измерении размаха автоколебаний в зоне профилирования, однако величина максимальных значений для попутного фрезерования более чем в 2 раза ниже по сравнению с встречным. Такие результаты показывают преимущество попутного фрезерования перед встречным в условиях работы в скоростном диапазоне появления регенеративных автоколебаний.

Максимальное отклонение детали в результате воздействия вынуждающей силы отжима показывает реакцию УС тонкостенной детали на возбуждение резанием под действием всех видов сил, которые участвуют в этом процессе (рис. 7). Максимальное отклонение детали существенно влияет на размерную точность обработки, так как тонкостенные детали под действием вынуждающей силы склонны к большим упругим отжатам. В ходе проведения исследований максимальное отклонение детали в процессе резания как при встречном, так и при попутном фрезеровании были близки и находились в диапазоне 400–510 мкм. Существенное увеличение отклонения (до 656 мкм) наблюдали только при встречном фрезеровании на максимальной исследуемой скорости резания ($n = 1800$ об/мин).

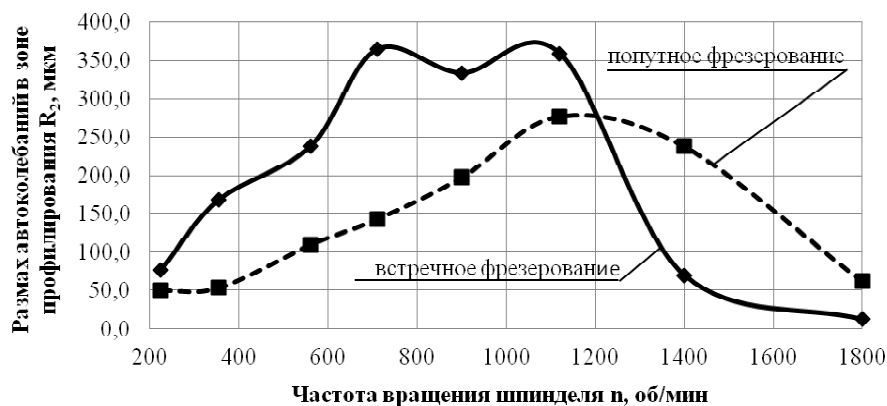


Рис. 4. Размах автоколебаний в зоне профилирования R_2

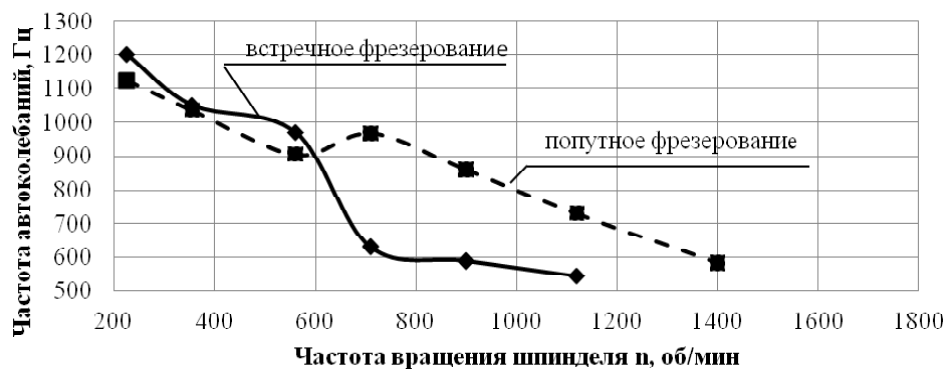


Рис. 5. Частота автоколебаний в процессе резания

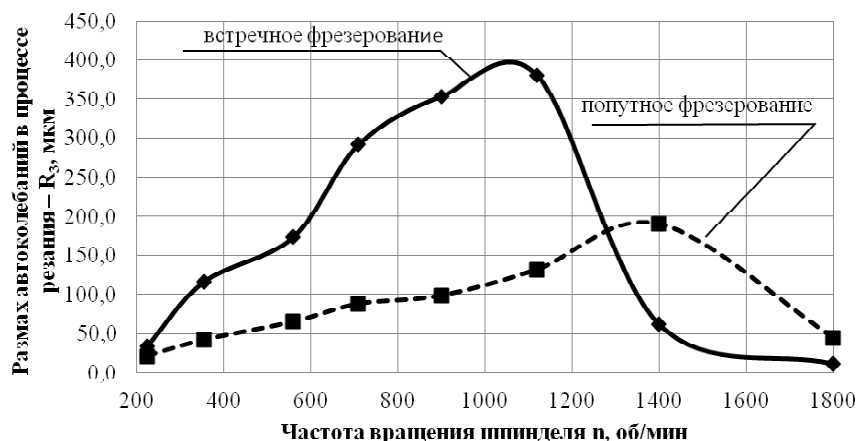


Рис. 6. Размах автоколебаний в процессе резания

Хотя существенного отличия между параметром $\Delta P_{от}$ для встречного и попутного фрезерования не наблюдали, разница в эффективности обработки существенная. Это связано с тем, что зона профилирования при встречном фрезеровании находится в начале длины контакта зуба фрезы с заготовкой, а при попутном – в конце. Следовательно, при попутном фрезеровании формирование профиля поверхности происходит уже тогда, когда заготовка существенно отклонилась от положения равновесия, что способствует ухудшению эффективности обработки.

Амплитуда первой волны свободных затухающих колебаний характеризует возбуждение УС тонкостенной детали процессом резания. Низкое значение данного параметра способствует быстрейшему успокоению системы до входа следующего зуба. С увеличением частоты вращения шпинделя увеличивается параметр A_1 (рис. 8). Изменение данного параметра определяется условиями контакта фрезы с заготовкой при резании, которые в основном зависят от характеристик системы, а также положением точки врезания

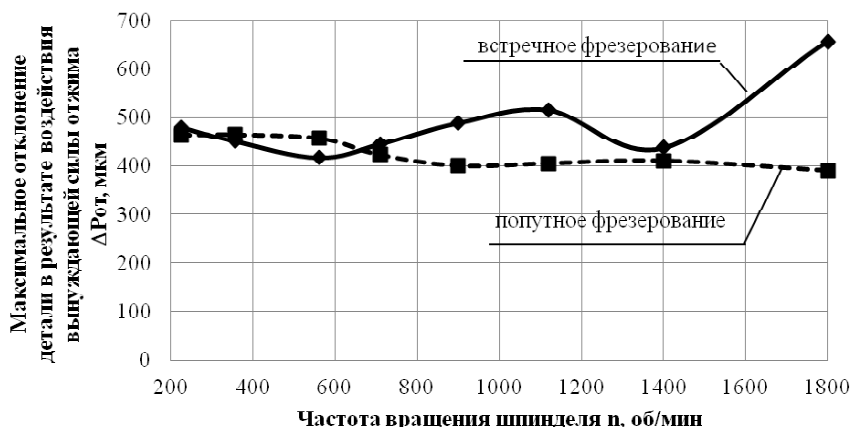


Рис. 7. Максимальное отклонение детали в результате воздействия вынуждающей силы отжима

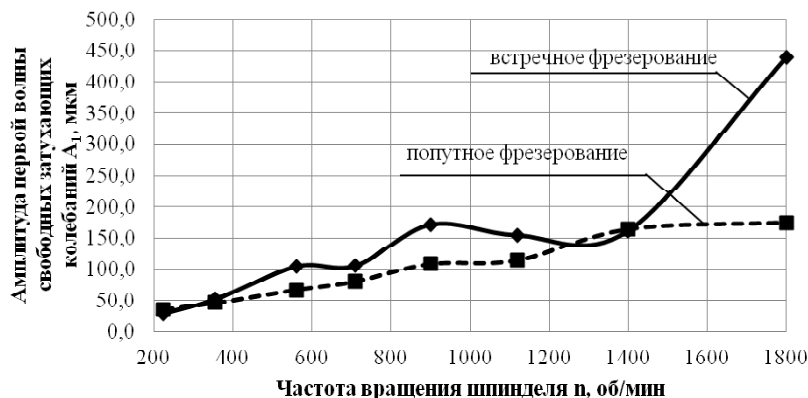


Рис. 8. Амплитуда первой волны свободных затухающих колебаний

и требует специального рассмотрения. Результаты исследований показали, что для данной УС тонкостенной детали при встречном фрезеровании амплитуда первой волны свободных затухающих колебаний на 25 % и выше, чем при попутном, особенно на максимальных исследуемых скоростях.

Сравнение значений параметра шероховатости R_a (рис. 9) для различных условий фрезерования показывает, что в зоне интенсивных регенеративных колебаний при встречном фрезеровании шероховатость выше, чем при попутном. Это связано с тем, что размах регенеративных автоколебаний в зоне профилирования при встречном фрезеровании выше, чем при попутном до двух раз и более [2]. С увеличением скорости вращения шпинделя процесс обработки при встречном фрезеровании раньше выходит из зоны регенеративных колебаний и поэтому параметр шероховатости R_a обработанной поверхности при встречном фрезеровании при более высоких скоростях ниже, чем для попутного.

Полученные силы связи при попутном и встречном фрезеровании свидетельствует об эффективности применения разработанной методики исследования колебаний при фрезеровании тонкостенных деталей. А также подтверждает тот факт, что именно в зоне профилирования происходит формообразование обработанной поверхности и этот маленький фрагмент, по сравнению со всем процессом обработки, является ключевым при решении вопросов повышения качества и точности концевое фрезерования.

Выводы

1. Разработанная методика оценки колебаний при фрезеровании тонкостенных деталей позволяет характеризовать условия ее поведения при обработке
2. В определенном скоростном диапазоне наблюдалось появление регенеративных автоколебаний. Преимущественным для работы в таких условиях является попутное фрезерование, так как размах автоколебаний более чем в два раза ниже по сравнению с встречным.

Однако вырождение автоколебаний при встречном фрезеровании наступает на более низких скоростях, поэтому существует небольшой скоростной диапазон, где при встречном фрезеровании колебаний уже не будет, а при попутном они еще наблюдаются.

3. Частота автоколебаний при встречном фрезеровании в среднем на 30 % ниже, чем при попутном. Это и является причиной вырождения автоколебаний при встречном фрезеровании на более низких скоростях резания, по сравнению с попутным.

4. В ходе проведения исследований максимальное отклонение детали в процессе резания как при встречном, так и при попутном фрезеровании были близки и находились в диапазоне 400–510 мкм.

5. Результаты исследований показали, что для данной УС тонкостенной детали при встречном фрезеровании амплитуда первой волны свободных затухающих колебаний на 25 % и выше чем при попутном, особенно на максимальных исследуемых скоростях.

Полученные силы связи при попутном и встречном фрезеровании для значений размаха автоколебаний в зоне профилирования и параметра шероховатости обработанной поверхности R_a свидетельствует об эффективности применения разработанной методики исследования колебаний при фрезеровании тонкостенных деталей. А также подтверждает тот факт, что именно в зоне профилирования происходит формообразование обработанной поверхности.

Список литературы

1. Внуков Ю. Н. Устройство для исследования автоколебаний при токарной обработке / Внуков Ю. Н. // Інформаційні технології в освіті, науці та виробництві : зб. наук.праць – Вип. 2(7). – О. : Наука і техніка, 2014. – С. 38–48.
2. Логоминов В. А. Формирование шероховатости обработанной поверхности при концевом цилиндрическом фрезеровании тонкостенных элементов деталей : дис. ... канд. техн. наук. : 05.03.01 : / Логоминов Виктор Алексеевич. – Запорожье, 2013. – 226 с.

Одержано 16.04.2015

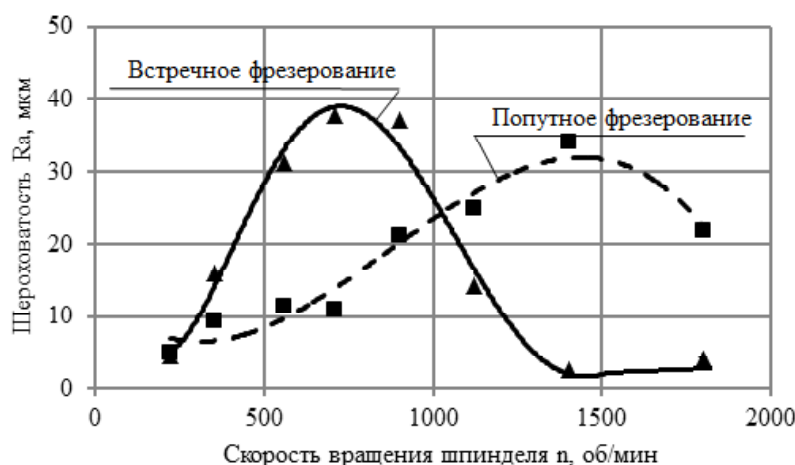


Рис. 9. Влияние направления фрезерования (встречное, попутное) на величину параметра шероховатости R_a

Дядя С.І., Козлова О.Б., Гермашев А.І., Сердюк А.А. Вплив умов кінцевого фінішного фрезерування на параметри коливань тонкостінної деталі

Показані експериментальні дослідження кінцевого фрезерування тонкостінних деталей. Розглянутий вплив напрямку подачі на параметри коливань деталі і якість обробленої поверхні. Оцінку коливань проводили згідно з розробленою авторами методикою, яка дозволяє повністю охарактеризувати поведінку деталі під час фрезерної обробки. Отримані дані показують, що при певних частотах обертання шпинделя вигідним є використання попутне або зустрічного фрезерування.

Ключові слова: тонкостінна деталь, зона профілізації, коливання, різання, формоутворення, пружна система.

Diadia S., Kozlova Ye., Germashev A., Serduk A. Influence of conditions of the finish end-milling on the oscillation parameters thin-walled parts

The experimental study of the end milling of thin-walled parts is shown. The effect of feed direction on the parameters of the oscillation parts and surface quality is studied. The evaluation was performed according to the oscillation method developed by the authors, which allows fully characterize the behavior of the items during the milling. The data show that at certain frequencies spindle advantageous is the use of climb or conventional milling.

Key words: thin-walled parts, the area of profiling, vibrations, cutting, shaping, resilient system.

УДК 621.91.01

Канд. техн. наук М. В. Фролов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ОЦЕНКА СИЛОВЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПРИ ТОЧЕНИИ РЕЗЦАМИ С КРУГЛЫМИ ПЛАСТИНАМИ ПОСРЕДСТВОМ «ЭКВИВАЛЕНТНЫХ» ПАРАМЕТРОВ

Для анализа составляющих силы резания при точении резцами с круглыми пластинами, которое характеризуется переменной толщиной срезаемого слоя и неопределенностью главного угла в плане φ , вводится понятие «эквивалентного» главного угла в плане φ_m , определяющего также эквивалентную толщину срезаемого слоя a_m . На основе статистического анализа экспериментальных данных показано, что параметры φ_m и a_m адекватно отражают влияние режимов резания на соотношение составляющих силы резания и могут быть использованы для их оценки.

Ключевые слова: резец, круглая пластина, главный угол в плане, толщина срезаемого слоя, составляющие силы резания, эквивалентные параметры.

Из всех геометрических параметров основным фактором, влияющим на процесс резания различных материалов, в том числе и жаропрочных сплавов, по данным фирмы *Sandvic Coromant* является главный угол в плане φ [1], непосредственно влияющий на надежность и производительность обработки. От него зависит толщина срезаемого слоя; он оказывает решающее воздействие на выбор подачи – небольшой угол обеспечивает тонкую стружку, в результате чего значение подачи может быть выбрано больше; угол φ влияет на силу резания и геометрическую проходимость инструмента. В конечном итоге, он оказывает решающее воздействие на эффективность применения инструментального материала. По данным [1], наиболее благоприятным значением главного угла в плане является угол в 45° и меньше, а наиболее неблагоприятным – 90° .

Применение круглых пластин получило широкое распространение в настоящее время – их прочность дает возможность делать режущую кромку более острой; большой радиус круглой пластины не ограничивает подачу с точки зрения качества обработанной поверхности; круглые пластины универсальны в программировании, что важно для профильной обработки и обработки карманов [1].

При использовании круглых пластин толщина срезаемого слоя является величиной переменной, а главный угол в плане неопределенным, что затрудняет проведение анализа силовых и прочих характеристик процесса резания. Для учета этого факта, в работе [2] предложено ввести понятие «эквивалентной толщины срезаемого слоя», определяемой как

$$a_m = \frac{A_m}{b_m}, \quad (1)$$

где A_m – площадь срезаемого слоя, мм; b_m – ширина срезаемого слоя, мм.

Там же показана возможность использования эквивалентной толщины срезаемого слоя для расчета составляющих силы резания. Следует отметить, что приведенные в [2] зависимости и исследования относятся к малым радиусам закругления вершины инструмента – когда подача S соизмерима с радиусом закругления r . Для анализа же закономерностей процесса резания круглыми пластинами, когда $S \ll r$ – есть смысл ввести «эквивалентный угол в плане» φ_m . Этот угол определяет сечение, в котором толщина срезаемого слоя равна эквивалентной [3]. При условии, что $t < r$, с погрешностью не более 0,1 % – φ_m может быть определен как:

$$\sin \varphi_m = \frac{t}{r \arccos\left(1 - \frac{t}{r}\right)}, \quad (2)$$

где t – глубина резания, мм; r – радиус пластины, мм.

При этом, сама эквивалентная толщина срезаемого слоя будет определяться по известной формуле:

$$a_m = S \sin(\varphi_m), \quad (3)$$

где S – подача, мм/об.

Для экспериментальной проверки допустимости использования такого понятия как «эквивалентный угол в плане» при обработке круглыми пластинами, необходимо иметь данные, устанавливающие связь между режимами резания (глубиной и подачей) и составляющими силы резания P_x и P_y . Тогда, принимая во внимание некоторые выводы работы [4], а также анализируя значения уже классических коэффициентов K_φ для определения составляющих силы резания, зависящих от угла в плане [5] – для углов менее 45° можно записать, что

$$\operatorname{tg}(\varphi) \approx \frac{P_x}{P_y}. \quad (4)$$

Экспериментальные данные, достаточные для оценки предлагаемого подхода, изложены в работе [6], и весь приведенный ниже анализ опирается на результаты экспериментов, опубликованных в этой работе. Здесь исследовалось, в том числе, влияние глубины резания и подачи на составляющие силы резания, полученные при точении силуминового сплава АЛ25 круглой пластиной RNMN120300 (диаметр 12,7 мм). Полученные экспериментальные данные (P_x и P_y); результаты расчета эквивалентных параметров φ_m и a_m по формулам

(2)–(3), а также расчет угла φ по формуле (4) представлены в табл. 1 и на рис. 1.

Как следует из приведенных данных и на основании расчета коэффициентов корреляции (см. табл. 2) – при изменении t от 0,1 до 0,5 мм, а подачи S от 0,05 до 0,1 мм/об – угол φ изменяется в пределах $3^\circ \dots 12^\circ$, что хорошо коррелирует с расчетным эквивалентным углом φ_m и глубиной резания t . С подачей же S корреляционной связи практически нет. Там же дана оценка статистической значимости полученных результатов (для ее подтверждения должно соблюдаться условие $t > t_{0,05}$ [7]).

Таблица 1 – Экспериментальные и расчетные данные

Эксперимент			Составляющие силы резания, H		Угол в плане φ		Расчетные эквивалентные параметры		
№	t , мм	S , мм/об	P_x	P_y	$\operatorname{tg} \varphi$	φ°	φ_m°	$\operatorname{tg} \varphi_m$	a_m , мм
1	0,1	0,050	3,0	35,8	0,08380	4,793	5,0859	0,0890	0,0044
2	0,2	0,050	7,0	51,0	0,13725	7,819	7,1931	0,1262	0,0063
3	0,3	0,050	10,0	62,0	0,16129	9,167	8,8098	0,1550	0,0077
4	0,4	0,050	12,0	69,0	0,17391	9,871	10,1725	0,1794	0,0088
5	0,5	0,050	16,5	78,0	0,21154	11,950	11,3729	0,2011	0,0099
6	0,1	0,075	2,4	38,7	0,06202	3,550	5,0849	0,0890	0,0066
7	0,2	0,075	6,5	57,7	0,11265	6,431	7,1923	0,1262	0,0094
8	0,3	0,075	11,3	70,2	0,16097	9,149	8,8091	0,1550	0,0115
9	0,4	0,075	14,9	85,1	0,17509	9,936	10,1720	0,1794	0,0132
10	0,5	0,075	20,2	94,6	0,21353	12,060	11,3725	0,2011	0,0148
11	0,1	0,100	3,5	34,7	0,10086	5,763	5,0834	0,0890	0,0089
12	0,2	0,100	7,1	52,3	0,13576	7,735	7,1913	0,1262	0,0125
13	0,3	0,100	12,4	71,7	0,17294	9,817	8,8083	0,1550	0,0153
14	0,4	0,100	17,1	88,2	0,19388	10,978	10,1713	0,1794	0,0177
15	0,5	0,100	21,8	101,7	0,21436	12,105	11,3718	0,2011	0,0197

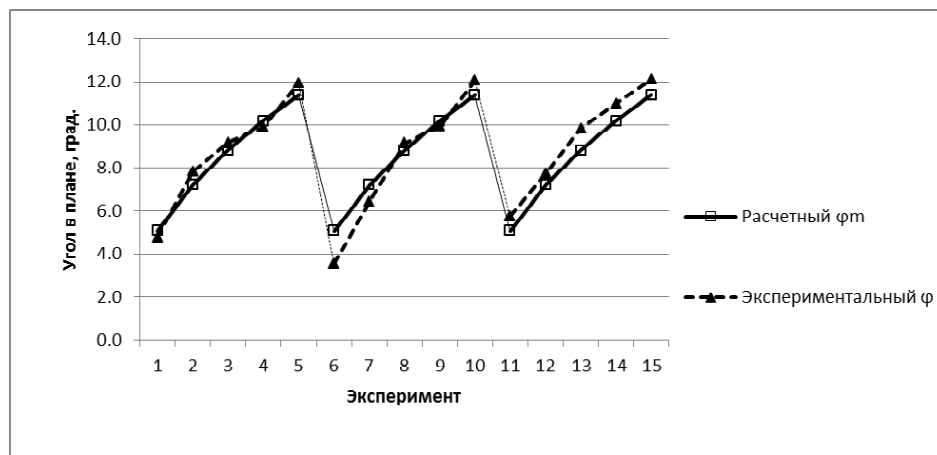


Рис. 1. Значения угла в плане φ , полученные из экспериментальных данных, и расчетного эквивалентного угла в плане φ_m

Таблица 2 – Корреляция угла φ

		φ_m	t	S
φ	Коэффициент корреляции ϱ	0,97	0,96	0,09
	95 % доверительный интервал ϱ	0,92	0,89	-0,44
	Уровень значимости (критерий Стьюдента t)	0,99	0,99	0,57
	Критическое значение критерия Стьюдента $t_{0,05}$	2,14		

Как видно из табл. 2, статистически значимыми являются связи φ только с φ_m и t , что вполне объясняется уравнением (2).

Интерес также представляет анализ корреляции силы резания P с параметрами срезаемого слоя – см. табл. 3, где представлены коэффициенты множественной корреляции s и оценка их значимости.

Из приведенных данных следует, что эквивалентная толщина срезаемого слоя a_m наряду с глубиной резания (или шириной срезаемого слоя b_m) являются более информативными, статистически значимыми показателями для анализа силы резания и ее составляющих, чем подача S , прямое влияние которой в рассматриваемых условиях статистически незначимо.

Если угол φ_m является моделью главного угла в плане φ , отражающей соотношение между составляющими силы резания, и как показано выше, не зависит от подачи S – результаты, полученные в трех сериях экспериментов с разными значениями подачи $S(0,05; 0,075$ и $0,1$ мм/об) должны представлять однородные выборки с равным средним. Наибольшая дисперсия получена при $S = 0,075$ мм/об – $S_2^2 = 0,0033$, а наименьшая – при $S = 0,1$ мм/об – $S_3^2 = 0,0019$. Проверка однородности по F – критерию Фишера дает значение $F = S_2^2/S_3^2 = 1,68$ при критическом значении $F_{кр} = 6,39$ (для доверительной вероятности 0,95). Так как $F < F_{кр}$ – дисперсии однородны. Для проверки равенства средних значений φ_m по [7] вычисляется t – критерий Стьюдента: $t = 0,57$ – критическое значение которого $t_{0,05} = 2,3$, т. е. средние равны. Таким образом, можно заключить, что φ_m действительно отражает соотношение между составляющими P_x и P_y практически не зависящее от подачи.

Еще одна задача, требующая решения, – проверка адекватности модели φ_m , нелинейность которой не дает возможность непосредственно использовать для этого

F -критерий Фишера. Тем не менее, адекватность может быть оценена при помощи некоторых других показателей [8], приведенных в таблице 4.

Принимая во внимание результаты расчетов, приведенные в табл. 4, модель для φ_m можно считать адекватной.

Выводы

1. Геометрическим параметром, оказывающим решающее воздействие на эффективность обработки резанием, ее производительность и надежность, а также на выбор подачи является главный угол в плане φ .

2. Получившая широкое распространение обработка круглыми пластинами характеризуется переменными вдоль режущей кромки толщиной срезаемого слоя и главным углом в плане φ , что затрудняет анализ характеристик процесса резания. Для учета этого факта предлагается использовать «эквивалентный угол в плане» φ_m и «эквивалентную толщину срезаемого слоя» a_m .

3. На основе статистического анализа экспериментальных данных показано, что при обработке круглыми пластинами эквивалентный угол в плане φ_m адекватно характеризует соотношение между составляющими силы резания P_x и P_y . Как и следует из теоретической модели, его величина зависит от глубины резания t , радиуса пластины r и не зависит от величины подачи S .

4. Для анализа силы резания P (при обработке круглыми пластинами) наиболее информативными параметрами являются глубина резания t и эквивалентная толщина срезаемого слоя a_m . Сама по себе подача S для этих целей является наименее информативным параметром.

5. Экспериментально и статистически обоснована возможность применения эквивалентных параметров φ_m и a_m для анализа силовых характеристик процесса резания круглыми пластинами.

Таблица 3 – Корреляция силы резания P

		$t(b_m)$	a_m	S
P	Коэффициент корреляции ϱ	0,95	0,84	0,22
	95% доверительный интервал ϱ	0,85	0,57	-0,33
	Уровень значимости (критерий Стьюдента t)	0,98	0,95	0,65
	Критическое значение критерия Стьюдента $t_{0,05}$	11,4	5,8	0,84
		2,14		

Таблица 4 – Критерии оценки адекватности модели φ_m

№	Наименование критерия	Допустимые и идеальные значения критерия	Расчетное значение критерия
1.	Средняя относительная ошибка A , %	$0\% \leq A < 10\%$ – высокая точность модели $10\% \leq A < 20\%$ – хорошая точность	9,0%
2.	Коэффициент относительной ошибки Тейла, U	$0 \leq U \leq 1$ $U \rightarrow 0$	0,024
3.	Коэффициент детерминации (доля объясненной дисперсии), R^2	$0 \leq R^2 \leq 1$ $R^2 \rightarrow 1$	0,80

Список литературы

1. Sandvik Coromant, Энергетическая промышленность. Современные инструменты и методы для эффективной обработки. – Sandvik Coromant, 2012. – 28 с.
2. Degner W. Die Mathematische der Schnittkraft in bereich klein spanungsdickn / Degner W., Hommel B. // Wissenschaftlich Zeitschrift Technische Hochschulen. – 1977. – Т. 19, № 1. – С. 63–71.
3. Фролов М. В. Расчет параметров процесса резания с глубиной, соизмеримой с радиусом при вершине резца / Фролов М. В, Львова Е. В. // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 1989. – № 9. – С. 127–130.
4. Силин С. С. Метод подобия при резании материалов / Силин С. С. – М. : Машиностроение, 1979. – 152 с.
5. Косилова А. Г. Справочник технолога машиностроителя, т. 2 / Косилова А. Г., Мещеряков Р. П. – М. : Машиностроение, 1985. – 496 с.
6. Стахнив Н. Е. Исследование изменений силы резания при точении силуминов резцами с круглыми алмазно-твердосплавными пластинами / Стахнив Н. Е., Девин Л. Н., Сулима А. Г. // Сверхтвердые материалы. – 2010. – № 5. – С. 88–99.
7. Кацев П. Г. Статистические методы исследования режущего инструмента / Кацев П. Г. – М. : Машиностроение, 1974. – 231 с.
8. Васильев А. А. Критерии селекции моделей прогноза (обзор) / Васильев А. А. // Вестник ТвГУ. Серия Экономика и управление. – 2012. – № 13. – С. 133–148.

Одержано 10.03.2015

Фролов М.В. Оцінка силових залежностей при точінні різцями з круглими пластинами за допомогою «еквівалентних» параметрів

Для аналізу складових сили різання при точінні різцями з круглими пластинами, яке характеризується змінною товщиною шару, що зрізується, та невизначеністю головного кута в плані Φ , вводиться поняття «еквівалентного» кута в плані Φ_m , що визначає також еквівалентну товщину шару, що зрізується a_m . На основі статистичного аналізу експериментальних даних показано, що параметри Φ_m та a_m адекватно відображають вплив режимів різання на співвідношення складових сили різання та можуть бути використані для їх оцінки.

Ключові слова: різець, кругла пластина, головний кут у плані, товщина шару що зрізується, складові сили різання, еквівалентні параметри.

Frolov M. Evaluation of force dependences of turning by the cutters with round inserts by means of «equivalent» parameters

For cutting force components analysis at the process of turning by cutters with round inserts, that is characterized by variable cutting layer thickness and by indeterminate main plain angle Φ – «equivalent» plane angle Φ_m term is proposed that defines also equivalent cutting layer thickness a_m . On the basis of experimental data statistical analysis it is demonstrated that Φ_m and a_m parameters reflect adequately cutting conditions influence at cutting force components ratio and can be used for ones evaluation.

Key words: cutter, round insert, the main plane angle, cutting layer thickness, cutting force components, equivalent parameters.

УДК 621.762

Канд. техн. наук Е. С. Корчак, А. А. Андреев

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССА АВТОФРЕТИРОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОСЛОЙНЫХ КОНТЕЙНЕРОВ ПРОМЫШЛЕННЫХ ГАЗОСТАТОВ

Рассмотрены принципиальные особенности конструкции и условий эксплуатации контейнеров промышленных газостатов. На основе конечно-элементного моделирования и аналитических зависимостей исследовано влияние процесса автофретирования на прочностные характеристики многослойных контейнеров промышленных газостатов.

Ключевые слова: газостат, автофретирование, втулка, контейнер, давление.

Актуальность исследований

На сегодняшний день необходимость в производстве деталей из порошковых материалов значительно возросла, что дало толчок к развитию данных технологий и, соответственно, машин для производства изделий из порошковых материалов. Один из видов такого оборудования – газостаты, позволяющие одновременно спекать и спрессовывать заготовку, что дает возможность получать изделия широкого спектра свойств путем горячего изостатического прессования (ГИП) [1].

Развитие технологий получения изделий путем ГИП требует постоянного увеличения как рабочего давления, так и объема рабочей камеры – контейнера – для достижения уникальных технических характеристик обрабатываемых материалов [2]. В связи с этим создание контейнеров рациональной конструкции, обеспечивающих надежную и долговечную эксплуатацию, является важной задачей при создании промышленных газостатов.

Постановка цели исследований

Как правило, рабочие контейнеры газостатов изготавливают многослойными, состоящими из нескольких тонкостенных втулок, собранных по посадке с натягом. Поверх наружной втулки наносится многослойная ленточная обмотка для компенсации напряжений, возникающих в контейнере под воздействием рабочего давления. С торцов контейнер закрывается массивными стальными пробками [3]. Очень важным при изготовлении втулок является подбор материала таким образом, чтобы при действии рабочего давления и температуры не проявлялся эффект ползучести, а напряжения, возникающие в стенках контейнера, не превышали предела текучести материала втулок.

В данной статье будет рассмотрен вариант использования явления автофретирования для повышения прочности контейнера при неизменных габаритах кон-

струкции, влияние посадок с натягом на прочность контейнера, также будет рассмотрена возможность получения автофретирования между втулками за счет посадки с натягом [4, 5]. Это позволит использовать более высокие давления прессования без утяжеления конструкции. Также данное явление можно использовать для улучшения прочностных свойств, а значит, и повышения надежности контейнеров газостатов [6, 7].

Методика исследований

Явление автофретирования можно получить как в многослойных оболочковых формах, так и в сплошных. В случае многослойных контейнеров, состоящих из оболочковых форм, автофретирование может проявиться в виде пластической деформации внутренних волокон одной из втулок, но при этом направление возникающих в волокнах напряжений должно быть противоположно направлению напряжений, возникающих в результате действия рабочего давления. В противном случае произойдет разупрочнение конструкции. Данная пластическая деформация повлечет за собой появление остаточных напряжений, а также деформаций во внутренних волокнах, которые будут распирают внешние волокна, упруго деформируя их. Это приведет к возникновению напряжений, противоположно направленным течению пластической деформации. Данные напряжения позволят создать между втулками дополнительные напряжения, которые, в свою очередь, увеличат прочность собранных оболочковых форм. Однако как недостаток, в итоге получаем неразборную конструкцию с постоянными внутренними напряжениями [6, 7].

Для получения явления автофретирования между втулками контейнера с использованием посадки с натягом важным является порядок сборки контейнера [3]. Обычно сборка начинается с сопряжения средней и внутренней втулок (рис. 1), после устанавливается вне-

шняя втулка. Данная последовательность исключает появление автофреттирования посредством посадки с натягом. Оно может возникнуть только по поверхности контакта внутренней и средней втулок путем нагружения контейнера давлением, значительно превышающим рабочее. Получить автофреттирование по поверхности контакта внешней и средней втулок невозможно, поскольку после сборки средней и внутренней втулки, по наружной поверхности средней втулки нарезаются канавки для последующего (в процессе эксплуатации газостата) подвода охлаждающей жидкости к контейнеру и, соответственно, внешние волокна срезаются, что влечет за собой потерю сжимающих напряжений [8].

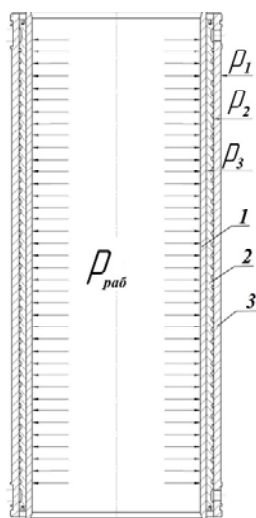


Рис. 1. Схема многослойного контейнера с распределением удельных давлений:

1 – внутренняя втулка; 2 – средняя втулка; 3 – внешняя втулка

Также возможно использование альтернативного способа сборки контейнера, который позволит получить автофреттирование по двум поверхностям сразу посредством посадки с натягом. Последовательность будет начинаться со сборки вначале внешней и средней втулок, в результате чего по поверхности их контакта возможно возникновение автофреттирования. Далее на внутренней поверхности средней втулки протачиваются канавки для охлаждения контейнера – в данном случае механическая обработка не срезает напряженные волокна. После этого запрессовывается внутренняя втулка, а по поверхности контакта внутренней и средней втулок возможно образование автофреттирования.

Для исследования влияния посадок между втулками на прочностные свойства многослойного контейнера (рис. 1) использовали конечно-элементное моделирование его напряженно-деформированного состояния. При этом учитывали бандажирующую нагрузку (p_1), которая возникает в результате действия предварительно натянутой ленты на поверхность внешней втулки, и напряжения (p_2 , p_3), возникающие в результате посадки с натягом.

Вид посадок будет в первую очередь определять прочностные свойства контейнера в сборе. Для исследования влияния напряжений, возникающих в результате посадки с натягом, на прочность контейнера будут использованы три посадки с натягом, Н8/г7, Н8/с7 и Н8/у7.

В качестве базового выбран промышленный газостат с контейнером ранее описанной конструкции и следующими техническими параметрами [3]:

- рабочее давление – 200 МПа;
- максимальная рабочая температура – 2295 °С;
- рабочий газ – азот;
- габариты рабочего пространства – диаметр 320 мм, высота 700 мм.

При исследованиях конечно-элементному моделированию подвергали 1/4 многослойного контейнера вследствие его объемной симметрии. На рис. 2. представлена конечно-элементная сетка.



Рис. 2. Конечно-элементная сетка многослойного контейнера:
а – внутренняя и средняя втулки; б – средняя и внешняя втулки

Анализ полученных результатов

По результатам конечно-элементного моделирования получены эпюры напряжений для трех посадок, представленные на рис. 3–5.

При анализе полученных результатов необходимо отметить следующее. Повышенными значениями напряжений, возникающими по нижнему и верхнему краям втулок, пренебрегаем, т. к. поверхности их контакта с поверхностями крышек контейнера принимаются неподвижными. При дальнейшем анализе эти значения не будут учтены.

Как видно из полученных эпюр (рис. 3–5), с ростом натяга возрастают и напряжения между втулками. Это позволяет компенсировать действующую от технологического процесса нагрузку, изменив действующие растягивающие напряжения сжимающими.

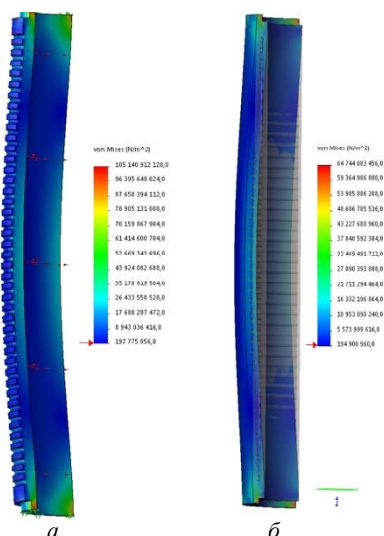


Рис. 3. Эпюра напряжений при посадке H8/u7:
а – внутренняя и средняя втулки; б – средняя и внешняя втулки

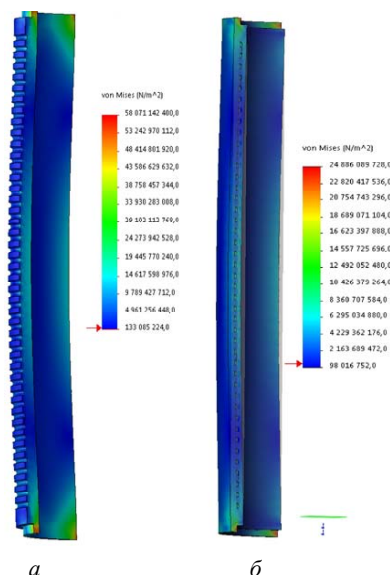


Рис. 4. Эпюра напряжений при посадке H8/s7:
а – внутренняя и средняя втулки; б – средняя и внешняя втулки

Для анализа возможности появления эффекта автофреттирования между втулками в результате посадки с натягом необходимо рассчитать значения напряжений, необходимых для появления автофреттирования по следующим формулам [6, 7].

Рассчитаем допустимое давление:

$$[p] = \sigma_t^{340} \cdot \ln\left(\frac{D}{d}\right), \quad (1)$$

где $\sigma_t^{340} = 1000$ МПа – предел текучести стали 38ХНЗМФА при температуре 340 °С;

D , d – внешний и внутренний диаметры втулки соответственно.

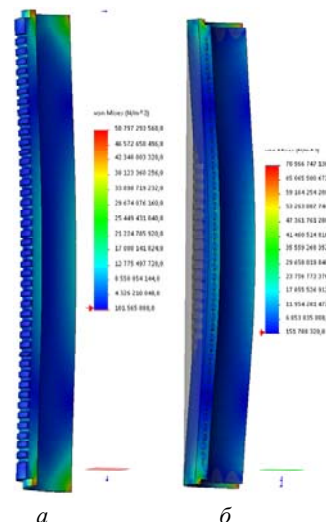


Рис. 5. Эпюра напряжений при посадке H8/u7:
а – внутренняя и средняя втулки; б – средняя и внешняя втулки

Расчетные значения допустимых давлений составляют:

- 217 МПа для всего многослойного контейнера, рассматриваемого как целая втулка;
- 71 МПа для внешней втулки;
- 116 МПа для сборки из внешней и средней втулки.

Данные значения справедливы для использования при альтернативном варианте сборки, т. е. от внешней втулки к внутренней.

Рассчитаем минимальное давление автофреттирования:

$$p_a^{\min} = 1,1 p_{ucn}, \quad (2)$$

где p_{ucn} – давление, при котором испытывают на прочность контейнер, если автофреттирование должно возникнуть на поверхности контакта между втулками.

Величина минимального давления автофреттирования составляет:

- 275 МПа для всего контейнера;
- 78,1 МПа для внешней втулки;
- 127,6 МПа для сборки внешней и средней втулок.

Рассчитаем максимально необходимое давление для автофреттирования:

$$p_a^{\max} = \frac{\lambda^{20} \cdot \sigma_b^{340} \cdot \ln(\beta_p)}{1,5} = \frac{1 \cdot 1100 \cdot 2,1}{1,5} = 544 \text{ МПа}, \quad (3)$$

где $\lambda^{20} = 1$ – показатель для сталей с $\sigma_t / \sigma_b = 0,9$;

$\sigma_b^{340} = 1100$ МПа – предел прочности стали 38ХНЗМФА при температуре 340 °С;

$\beta_p = 2,1$ – факторный коэффициент.

Для определения появления явления автофреттирования необходимо знать напряжения, возникающие

между втулками в результате посадок с натягом. Данные значения приведены в графиках на рис. 6–7, отображающих значения напряжений в зависимости от посадки и возникающего в результате ее натяга. Последовательность использованных посадок следующая: Н8/г7, Н8/с7, Н8/у7.

Исходя из полученных графиков (рис. 6–7), можно утверждать, что явление автофреттирования между средней и внешней втулками возникает при посадке Н8/у7, поскольку значение напряжения 136 МПа входит в интервал 71...544 МПа. Между средней и внутренней втулками необходимо использовать также посадку Н8/у7, при которой давление между втулками составляет 143 МПа, что входит в интервал 143...544 МПа. Следовательно, условие возникновения автофреттирования также выполняется.

Получение автофреттирования на внутренней поверхности внутренней втулки возможно только в случае пластической деформации внутренних волокон под продолжительным действием рабочего давления или при намеренном кратковременном повышении давления внутри рабочего контейнера до 275 МПа и выше.

Выводы

1. С ростом натяга между втулками вероятность возникновения явления автофреттирования возрастает.
2. Автофреттирование повышает прочность многослойного контейнера.
3. Возможность получения явления автофреттирования между втулками многослойного контейнера посредством посадок с натягом подтверждена расчетами.

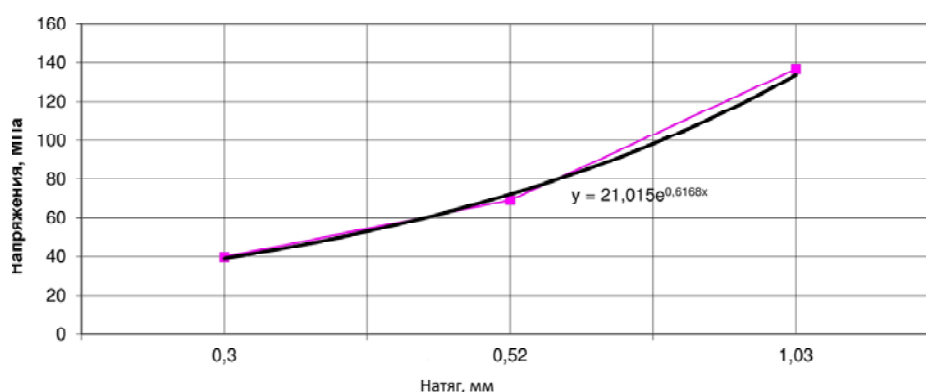


Рис. 6. Напряжения, возникающие в результате посадок с натягом между средней и внешней втулками

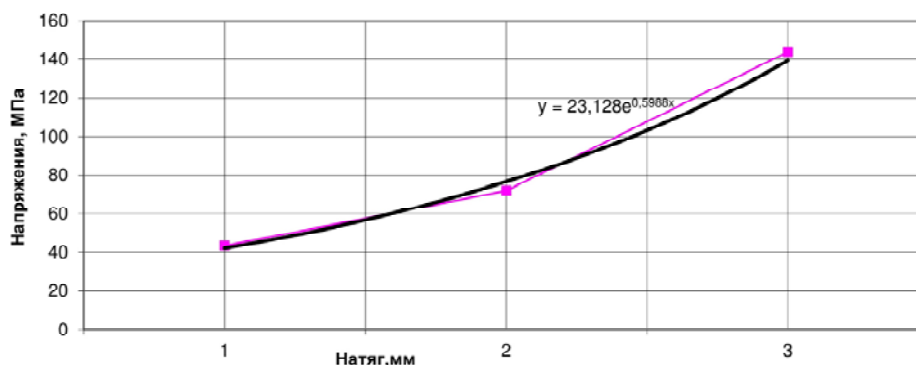


Рис. 7. Напряжения, возникающие в результате посадок с натягом между средней и внутренней втулками

Список литературы

1. Гарибов Г. С. Газостаты ВИЛСа / Г. С. Гарибов, Т. Ю. Тлюстен // Заготовительные производства в машиностроении. – М. : Машиностроение, 2010 – № 7. – С. 28–32.
2. Корчак Е.С. Пути совершенствования конструкций контейнеров промышленных газостатов / Е.С. Корчак, О.А. Ковалева // Заготовительные производства в машиностроении. – М. : Машиностроение, 2014. – № 9. – С. 28–30.
3. Андреев А. А. Разработка методики сборки рабочих контейнеров промышленных газостатов / А. А. Андреев, Е. С. Корчак // Научный вестник ДГМА. – ДГМА, 2015. – № 1 (16Е). – С. 31–36.
4. Автофреттирование как способ повышения прочности труб, работающих при давлениях до 250 МПа в условиях температурных перепадов / [С. Г. Комаишко, М. В. Моисей, В. Я. Дмитриев и др.] // Обработка материалов давлением. – ДГМА, 2012. – № 1 (30). – С. 243–249.

5. Львов Г. И. К расчету процессов автофретирования толстостенных цилиндров с учетом повреждаемости материала / Г. И. Львов, О. О. Ожога-Масловская // Сборник научных трудов «Вестник НТУ «ХПИ»: Машинознание и САПР – Вестник НТУ «ХПИ», 2010. – № 19. – С. 105–112.
6. Gibson Michael C. Determination of Residual Stress Distributions in Autofrettagged Thick-Walled Cylinders : Ph.D. Thesis / Michael C. Gibson. – Cranfield University, 2008. – 302 p.
7. Anthony P. Parker Autofrettage of Open-End Tubes – Pressures, Stresses, Strains, and Code Comparisons / Anthony P. Parker // Journal of Pressure Vessel Technology, 2001. – Vol. 123. – P. 271–281.
8. Андреев А. А. Автофретирование как эффективный способ повышения прочности многослойных контейнеров / А. А. Андреев, Е. С. Корчак // Матеріали Всеукраїнської науково – практичної конференції «Сучасні технології промислового комплексу», випуск 2. – Херсон : ХНТУ (факультет машинобудування), 2015. – 89 с.

Одержано 17.03.2015

Корчак О.С., Андреев О.А. Дослідження впливу процесу автофретування на характеристики міцності багатопарових контейнерів промислових газостатів

Розглянуті принципові особливості конструкції та умов експлуатації контейнерів промислових газостатів. На основі кінцево елементного моделювання та аналітичних залежностей досліджено вплив процесу автофретування на характеристики міцності багатопарових контейнерів промислових газостатів.

Ключові слова: газостат, автофретування, втулка, контейнер, тиск.

Korchak E., Andreev A. Investigation of autofrettage process effect on strength characteristics of HIP-machines multi-layers containers

Special features of construction and operating conditions of HIP-machines containers are considered. On the basis of finite element modelling and analytical functions effect of autofrettage process on strength characteristics of HIP-machines multi-layers containers is investigated.

Key words: HIP-machine, autofrettage, bush, container, pressure.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ 10ХФТБч

Предложен метод определения влияния напряженно-деформированного состояния металла на структурные превращения низколегированной стали 10ХФТБч. На базе решения пространственной задачи теории пластичности, экспериментальных исследований механических характеристик низколегированной стали, структурного состояния металла после деформации, показана связь параметров напряженного состояния, термомеханической обработки и структурных изменений в очаге деформации. Экспериментально-теоретический метод можно использовать для разработки технологических режимов прокатки новой марки стали с заданными механическими характеристиками под заказ.

Ключевые слова: математическая модель, пластическая среда, напряжения, сталь 10ХФТБч, пластометр Gleeble-3800.

Одним из путей увеличения прочностных свойств низколегированных сталей, подвергаемых контролируемой прокатке, является использование сталей с двухфазной структурой [1]. Характер структуры, а следовательно, и уровень свойств, формирующихся при контролируемой прокатке, зависит от условий проведения горячей пластической деформации и режимов последующего охлаждения. Известно, что снижение температуры окончания деформации обеспечивает повышение прочностных свойств низколегированных сталей с феррито-перлитной структурой [2]. Основной причиной такого эффекта является измельчение ферритного зерна. В работе рассматривается, какое влияние температура пластической деформации, осуществляемая в аустенитном состоянии, оказывает на величину зерна низколегированной стали 10ХФТБч с феррито-перлитной структурой.

Цель работы – оценки влияния горячей прокатки в условиях производства на деформирование структуры горячекатаной листовой стали 10ХФТБч.

Влияние степени деформации на структурообразование металла стали 10ХФТБч оценивали путем горячей прокатки образцов (моделей). Используя разные

методы оценки структурного состояния сталей, результаты рассчитывали по пяти образцам для каждой стали, что позволило обеспечить статистическую значимость показателей с ошибкой в пределах 5 %. Результаты, полученные от проведенного эксперимента, приведенные в таблице 1, показывают, все образцы, прокатанные с различной степенью деформации, имели высокую разнотернистость.

Результаты проведенных исследований показывают, что неравномерность деформации при горячей прокатке может существенно влиять на процесс структурообразования в момент формоизменения [3]. Причем разнотернистость может как повышаться, так и понижаться под влиянием развития температуры в очаге интенсивной деформации. При разработке технологического процесса горячей прокатки листовых сталей для изготовления дисков колес автомобилей необходимо учитывать неравномерность деформаций по сечению и, соответственно, повышение разогрева центральной части слябов. В этом случае ряд авторов предложили методики и вывели соответствующие формулы, одну из которых (1) можно использовать для расчета температуры разогрева центральной части слябов [4].

Таблица 1 – Зависимость величины зерна от степени и температуры деформации образцов стали 10ХФТБч

Температура деформации T, °C	Степень деформации образцов														
	$\varepsilon_1 = 0,85$			$\varepsilon_2 = 0,75$			$\varepsilon_3 = 0,65$			$\varepsilon_4 = 0,55$			$\varepsilon_5 = 0,45$		
	Балл зерна по зонам образца														
	I	II	III	I	II	III	I	II	III	I	II	III	I	II	III
770	3–4	4–5	5	3–4	4–5	5	3–4	5	5	5	5	6	4	4–5	5
800	3	3–4	4–5	3–4	4–5	5	4	5	5	5	5	6	4	4	5
850	7	7	7–8	6–7	7–8	7	6–7	7	8	7	8	8	6–7	7	7
900	4	5–6	6	5–6	6	7	5–6	6	7	5	7	7	5	6	6
950	4	5	6	5	5	6	5	5	6	5	6	7	5	6	6

Примечание. Площадь исходного образца $F = 20 \times 60 = 1200 \text{ мм}^2$. В образцы подводили термпару. После горячей прокатки образцы охладили на воздухе.

$$t = \theta(t_n - t_0) + t_0, \quad (1)$$

$$\theta = 1 + \frac{\alpha \cdot 4\sigma_{SH} \cdot L_n \left[\ln \frac{H_n}{H_k} + \frac{1}{9} \left(\frac{L_n}{H_k} - \frac{L_n}{H_k} \right) \right]}{c - \rho \cdot H_n(t_n - t_0)}, \quad (2)$$

где θ – значение безразмерной температуры;

t_n и t_0 – температура начальной деформации и окружающей среды соответственно;

α – коэффициенты «выхода тепла», $\alpha = 0,85 \div 0,95$;

σ_{SH} – истинное сопротивление деформированию, способствующее скорости деформации натуры ε'_H и ε'_0 ;

H_n и L_n – высота и длина исходной заготовки;

H_k и L_k – высота и длина конечного проката;

C – удельная теплоемкость стали;

ρ – плотность металла заготовки.

Для определения σ_{SH} на практике используют выражение (3), которое учитывает скорость деформации заготовки:

$$\sigma_{SH} = \sigma_0 + \ln \frac{\dot{\varepsilon}_H}{\dot{\varepsilon}_0}, \quad (3)$$

где σ_{SH} – истинное сопротивление деформации, соответствующее скорости натуры ε'_H и образца ε'_0 ;

Следует отметить, что сравнение экспериментальных результатов с расчетными результатами показало удовлетворительную сходимость, которая не превышала 5 %. Максимальный разогрев центральной части исследуемых образцов, замеряемый с помощью термопар в момент горячей деформации, составил 952 °C при исходной температуре 900 °C.

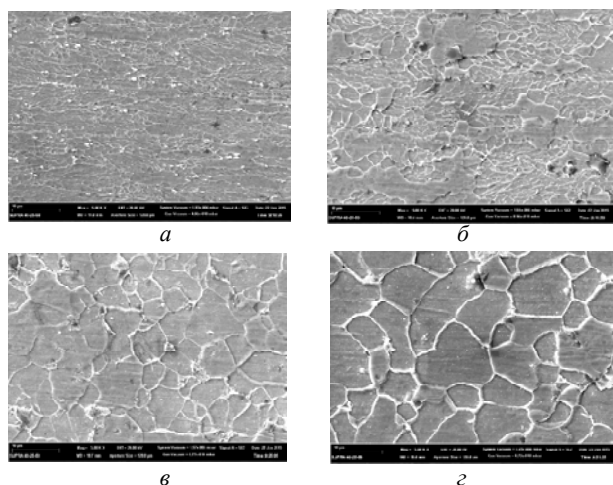


Рис. 1. Микроструктуры низколегированной стали 10ХФТб после деформации 50% при температуре 770 °C (а), 800 °C (б), 850 °C (в) и 900 °C (г) и скоростью деформации 100 c^{-1} , $\times 5000$

Нормализация, проведенная при 900 °C, существенно не устранила разнотерность. Увеличение степени деформации способствует возрастанию разнотерности с 4...6 балла до 3...8 балла, а повышение скорости деформации с 10 м/с до 100 м/с не привело к заметному изменению величины зерна. Более того, в зоне интенсивной деформации наблюдали некоторое увеличение зерен с 7 до 6 и даже до 5 балла. Это связано с более интенсивным разогревом центральной части сечения проката. Максимальный разогрев третьей зоны сечения, измеренный с помощью термопары при горячей деформации, повышался на 25...30 °C.

Зависимость между величиной зерна, температурой и степенью деформации представлена на рис. 2. При малых степенях деформации (обычно не более 15 %) величина зерна не зависит от степени деформации. Этот участок диаграммы называют порогом рекристаллизации. С ростом температуры величина порога рекристаллизации уменьшается. При некоторой критической степени деформации, характерной для данной температуры, величина зерна резко возрастает, затем с дальнейшим ростом деформации снова уменьшается. Отсюда следует важный вывод: для получения мелкозернистой структуры стали необходимо избегать критических степеней деформации.

Вид кривой, связывающей величину зерна со степенью деформации, является результатом следующих обстоятельств. При малых деформациях (соответствующих порогу рекристаллизации) последняя протекает внутри зерен, так что границы между зернами не нарушаются. Поэтому непосредственное соприкосновение соседних кристаллитов и взаимная перестройка их решетки для образования общего нового зерна затруднены. В этих условиях величина зерна не зависит от степени деформации. Когда степени деформации равны критическим, начинается межкуристаллическая деформация, однако число обломов зерен – центров кристаллизации еще невелико. В связи с этим число вновь образовавшихся зерен также мало, но зато величина их значительна (критическая величина зерна). Склонность к росту зерна обусловлена происходящим при этом уменьшением уровня потенциальной энергии в связи с сокращением протяженности границ зерен и их искаженности. В дальнейшем с ростом деформации число центров кристаллизации продолжает возрастать, а величина зерен вследствие взаимных помех при их росте уменьшается.

На рис. 2 показано, что при данной степени деформации величина зерна увеличивается с ростом температуры. Объясняется это тем, что при высоких температурах происходит выравнивание ориентировки всех кристаллитов, за счет чего мелкие зерна сливаются в более крупные.

Полученные данные хорошо согласуются с современными представлениями о механизмах структурообразования в зависимости от температуры деформации стали. Согласно этим представлениям [5, 6], при температуре деформации 770 °C преобладающим механиз-

мом измельчения структуры является фрагментация, заключающаяся в разбиении аустенитных, а также ферритных зерен единой исходной ориентации на разориентированные субзерна (фрагменты) малоугловыми дислокационными границами деформационного происхождения. При более высоких температурах реализуются два конкурирующих механизма – фрагментация и начальные процессы динамической рекристаллизации аустенита. За счет формирования феррита при температуре 770 °С наблюдаются минимальные значения твердости, максимальные значения твердости в сочетании с малым размером структурного элемента наблюдаются после деформации 850 °С со степенью деформации 50 %.

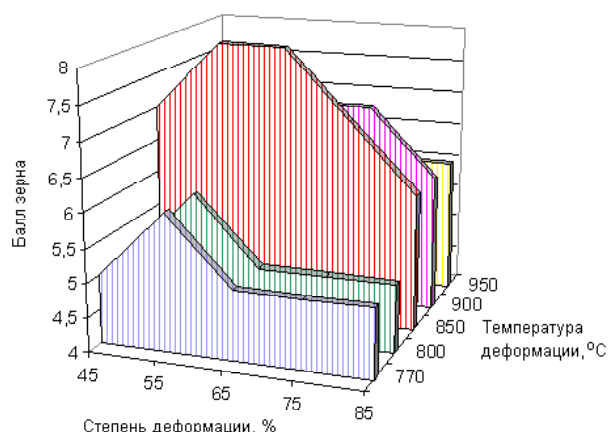


Рис. 2. Диаграмма рекристаллизации низколегированной стали 10ХФБТч

Вывод

При соответствующем выборе режимов на стали одного и того же состава могут быть получены повышенные прочностные или пластические свойства за счет изменения структурного состояния, что позволяет управлять получением заданного комплекса свойств, а в перспективе – из стали унифицированного химического состава получать либо листовой прокат различной категории прочности, либо листовой прокат с различными вязко-пластическими свойствами в зависимости от условий эксплуатации.

Список литературы

1. Designing High Performance Steels with Dual-Phase Structures / J. Koo, V. Bungazu, R. Narasimha, G. Thomas // Metal Progress. – 1979. – Р. 67–71.
2. Контролируемая прокатка / [В. И. Погорельский, Д. А. Литвиненко, Ю. И. Матросов, А. В. Иваницкий]. – М. : Металлургия, 1979. – 184 с.
3. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – М. : Металлургия, 1977. – 432 с.
4. Матросов Ю. И. Влияние дробной деформации в $\gamma+\alpha$ и α -областях на механические свойства стали 09Г2 / Ю. И. Матросов, В. Н. Филимонов, М. Л. Бернштейн // Известия вузов. Черная металлургия, 1979. – № 11. – С. 115–119.
5. Рыбин В. Н. Принципы формирования микроструктуры в процессе пластического нагружения / В. Н. Рыбин // Проблемы материаловедения. – 2002. – Т. 29, № 1. – С. 11–33.
6. Kelly G. Ultrafine grained ferrite formed by interrupted hot torsion deformation of plain carbon steel / G. Kelly, H. Beladi, P. Hodgson // ISIJ International. – 2002. – № 42 (12). – P. 1585–1590.

Одержано 24.05.2015

Шейко С.П., Третьяк В.І., Демченко М.М. Вплив гарячого прокатування на формування структури листової сталі 10ХФБТч

Запропоновано метод визначення впливу напружено-деформованого стану металу на структурні перетворення низьколегованої сталі 10ХФБТч. На базі рішення просторової задачі теорії пластичності, експериментальних досліджень механічних характеристик низьколегованої сталі, структурного стану металу після деформації показано зв'язок параметрів напруженого стану, термомеханічної обробки і структурних змін в осередку деформації. Експериментально-теоретичний метод можна використовувати для розробки технологічних режимів прокатки нової марки сталі із заданими механічними характеристиками під завантаження.

Ключові слова: математична модель, пластичне середовище, напруги, сталь 10ХФБТч, пластометр Gleeble-3800.

Sheyko S., Tretiak V., Demchenko N. The influence of hot rolling on the structure of sheet steel 10ХФБТч

A method is proposed for determination of the influence of the stress-strain state of metal on structural transformations in low-alloy steel 10ХФБТч. Based on the solution of spatial problems of the theory of plasticity, experimental research of mechanical characteristics of low alloy steel, structural state of the metal after deformation, the relation between the parameters of the stress state, thermomechanical processing and structural changes in the deformation zone is shown. Experimentally-theoretical method can be used for the development of technological modes of rolling a new steel grade with specified mechanical properties under the order.

Key words: mathematical model, plastic environment, stresses, steel 10ХФБТч, plastometer Gleeble-3800.

ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИТОЇ ГРАФІТИЗОВАНОЇ СТАЛІ

З використанням методу планування експерименту та подальшої графічної оптимізації були отримані залежності впливу компонентів литої графітизованої сталі на її властивості. Запропонований оптимальний склад сталі з високими показниками статичної та циклічної міцності, застосування якого у машинобудуванні забезпечить підвищення надійності та довговічності деталей, що працюють в умовах статичних та циклічних навантажень.

Ключові слова: графітизована сталь, структура, механічні властивості, оптимізація складу.

Вступ

Відомо, що графітизовані сталі є залізовуглецеві сплави, в яких вуглець частково знаходиться у вигляді графітових включень. Завдяки більш низькому по відношенню до чавунів вмісту вуглецю (1,2...1,8 %) й, відповідно, графіту ці сплави поєднують у собі, з одного боку, позитивні якості чавунів (висока демпфуюча здатність, низька чутливість до концентраторів напружень, високі технологічні властивості, низька вартість та ін. [1–4]), з іншого – більш високі у порівнянні з чавунами механічні властивості [5–7].

Деталі машин, для яких графітизовані сталі могли б використовуватися як конструкційні матеріали (колінчасті вали, шатуни, сепаратори та вкладиші підшипників та ін.) працюють у достатньо різноманітних умовах, що часто включають в себе як статичні, так й циклічні навантаження з широкими діапазонами частот. Так, наприклад, за даними Пойди А.А. і Хуторяньського М.М. [8] частота робочих коливань колінчастого валу з високоміцного чавуну ВЧ50-2 для дизеля ПД1М, що несе шість циліндрових мас та масу генератора може досягати 22000 коливань за хвилину). Враховуючи цей факт, можна сказати, що одним з визначальних факторів вибору для таких виробів матеріалу є високий рівень його статичної та циклічної міцності як при низьких, так й при високих частотах навантажень. Проте, опір графітизованих сталей руйнуванню при циклічних навантаженнях вивчено недостатньо. Є лише окремі відомості з малоциклової витривалості [9] та циклічної в'язкості руйнування при частоті навантаження до 15 Гц [10]. У зв'язку з цим, дослідження опору руйнуванню графітизованих сталей при статичних та циклічних навантаженнях в умовах високих частот, як потенційного конструкційного матеріалу для важконавантажених виробів відповідального призначення, має науковий та практичний інтерес.

Метою роботи було оцінювання впливу вуглецю й кремнію як елементів, що найбільш сильно впливають

на процеси графітизації, а також міді, яка сприяє графітизації вторинного цементиту, покращує розподіл графітових включень і підвищує механічні властивості графітизованих сплавів [11], на формування структури металевої основи, графітної фази й властивості графітизованих сталей. А також визначення оптимального вмісту вказаних хімічних елементів для отримання високих показників статичної й циклічної міцності дослідних сталей.

Матеріали та методика досліджень

Виплавляння різних складів сталей проводили з використанням планування експерименту, де в якості незалежних змінних було прийнято вміст вуглецю (0,5...1,9 %) й кремнію (0,6...2,6 %), а також міді (0...4,0 %). Вміст інших хімічних елементів складав: 0,60...0,70%Mn; 0,15...0,18%Cr; 0,22...0,25%Al і до 0,02%S і 0,03%P. В якості залежних змінних були прийняті статична s_b і циклічна s_{-1} міцність сплаву. В роботі був реалізований повний факторний експеримент другого порядку 2^3 (табл. 1), що містив у собі вісім головних дослідів, а також досліді на «зірковому» й нульовому рівнях.

Аналіз отриманих результатів

Результати металографічного аналізу виплавлених сплавів у литому (не термообробленому) стані показали різноманітність мікроструктур, головним чином, у залежності від вмісту вуглецю і кремнію [12].

Для покращення структури й властивостей дослідних сталей отримані виливки піддавали гартуванню (нагрівання до 860 °С, витримка 1 год, охолодження у маслі) з подальшим середнім відпусканням (500 °С, 2 год). Проведене термооброблення дослідних сплавів сприяло утворенню сорбіту відпускання у структурі металевої основи та майже не змінило кількість, форму та розподіл графітових включень. У подальшому з виплавлених та термооброблених злитків вирізали зразки для механічних випробувань, результати яких наведені у табл. 2.

Таблиця 1 – Центральний композиційний план повнофакторного експерименту 2³

Інтервал варіювання й рівні факторів		Дослідні фактори		
		X ₁ (C, %)	X ₂ (Si, %)	X ₃ (Cu, %)
Нульовий рівень: X ₀ = 0		1,2	1,6	2,0
Інтервал варіювання	1,0	0,4	0,6	1,2
	1,682	0,7	1,0	2,0
Нижній рівень: X = - 1,0		0,8	1,0	0,8
Верхній рівень: X = + 1,0		1,6	2,2	3,2
Зіркові точки	X = 1,682	0,5	0,6	0
	X = 1,682	1,9	2,6	4,0

Таблиця 2 – Механічні властивості дослідних сплавів

№ дослідж.	Хімічний склад						Механічні властивості		
	C, %		Si, %		Cu, %		σ _B , МПа	δ, %	σ ₋₁ , МПа
	р.	ф.	р.	ф.	р.	ф.			
1	0,8	0,78	1,0	1,01	0,8	0,84	820,0	19	384
2	1,6	1,54	1,0	1,07	0,8	0,85	760,0	12	315
3	0,8	0,78	2,2	2,18	0,8	0,92	915,0	15	385
4	1,6	1,73	2,2	2,29	0,8	0,87	778,0	8	312
5	0,8	0,74	1,0	1,01	3,2	3,17	970,0	17	389
6	1,6	1,74	1,0	1,04	3,2	3,15	880,0	10	322
7	0,8	0,72	2,2	2,17	3,2	3,25	1280,0	12	409
8	1,6	1,78	2,2	2,25	3,2	3,19	990,0	6	336
10	0,5	0,48	1,6	1,66	2,0	1,90	720,0	22	361
11	1,9	1,95	1,6	1,66	2,0	1,94	443,3	5	264
12	1,2	1,23	0,6	0,62	2,0	1,95	874,7	15	384
13	1,2	1,26	2,6	2,55	2,0	2,09	730,4	8	360
14	1,2	1,23	1,6	1,61	0	0,02	745,6	14	355
15	1,2	1,21	1,6	1,69	4,0	3,95	721,9	10	342
16	1,2	1,27	1,6	1,65	2,0	2,01	887,0	12	358

Примітка: р. – розрахунковий склад елементів, згідно з табл.1; ф. – фактичний склад, згідно з результатами хімічного аналізу.

Аналіз отриманих даних механічних властивостей показав, що усі дослідні характеристики проявляли значну чутливість до структури сплавів. Було виявлено, що найбільш високими показниками статичної та циклічної міцності характеризувалася сталь, яка містила 0,72 %C; 2,17 % Si і 3,25 %Cu (див. табл. 2, вар. 7). Це пояснюється компактною формою графітових включень, а також дрібнодисперсною сорбітною структурою, що сприяє підвищенню міцності. Звертає на себе увагу сталь, що мала найбільшу пластичність (см. табл. 2, вар. 9). В її структурі було найменша кількість графітної фази та найбільша – високопластичної феритної фази, що в цілому сприяло підвищенню відносного видовження δ до 22 %. Найбільш низькими показниками міцності й пластичності характеризувалася сталь вар.10 (см. табл. 2), що можна пояснити найбільшим вмістом у її складі вуглецю, а отже й графітної не компактної фази в структурі, що знижувало механічні властивості.

Регресійна обробка результатів механічних властивостей дозволила отримати низку рівнянь, що опису-

ють залежність механічних властивостей від вмісту вуглецю, кремнію та міді. Після перевірки адекватності моделей і переходу до натуральних змінних були отримані рівняння другого порядку:

$$\sigma_{-1} = 397 + 126C - 76Si - 7Cu - 5CSi + CCu + 6SiCu - 83C^2 + 21Si^2; \quad (1)$$

$$\sigma_B = 312 + 1029C - 63Si + 37Cu - 144CSi - 48CCu + 53SiCu - 372C^2 + 52Si^2 - 4Cu^2; \quad (2)$$

$$\delta = 36,7 - 19,8C - 2,3Si - Cu + 0,5CSi + 0,3CCu - 0,2SiCu + 3,4C^2 - 0,5Si^2. \quad (3)$$

Проведений графічний аналіз отриманих рівнянь показав, що криві залежностей статичної та циклічної міцності від вмісту вуглецю проходять через максимум

у межах 0,8...1,0 %C. Про вплив кремнію та міді на показники опору статичного та втомного руйнування можна сказати, що окремий вплив цих елементів дещо підвищував границі міцності та витривалості сталі. Для визначення складу, який би забезпечував оптимальне поєднання властивостей статичної та циклічної міцності графітізованої сталі проводили графічну оптимізацію вмісту вуглецю та міді при вихідному вмісті кремнію 2,2 %, за методикою, запропонованою Ковшовим В.Н. [13]. Для визначення оптимального вмісту вказаних елементів був побудований графік двомірних перерізів поверхонь відклику за двофакторним поліномом, у якому попередньо було введено найбільш бажане числове значення дослідних параметрів: $\sigma_b = 1000 \dots 1200$ МПа й $\sigma_{-1} = 1000 \dots 1200$ МПа. Результатом оптимізації було визначення зони оптимального вмісту вуглецю 0,8...1,1 % та міді 3,0...3,2 % (рис. 1, заштрихована частина).

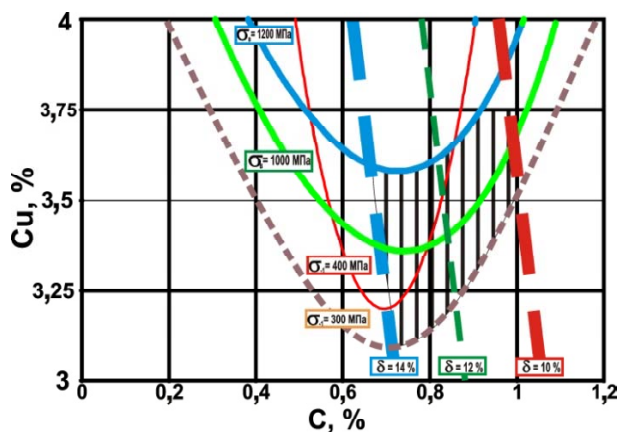


Рис. 1. Графічна оптимізація складу високоміцної графітізованої сталі за вуглецем та міддю при Si = 2,2...2,4 %

Висновки

Результати проведених дослідів показали, що найбільш сприятливим поєднанням властивостей: $\sigma_b = 1000 \dots 1200$ МПа; $\delta = 10 \dots 14$ %; $\sigma_{-1} = 300 \dots 400$ МПа характеризувалася сталь складу: 0,8...1,0 %C; 2,2...2,4 %Si; 3,0...3,2 %Cu; 0,60...0,70 %Mn; 0,15...0,18 %Cr; 0,22...0,25 %Al і до 0,02%S і 0,03 %P. За показниками статичної та циклічної міцності графітізована сталь, запропонованого складу перевершує високоміцні чавуни, марок ВЧ40...ВЧ50 та низку марок вуглецевих сталей.

Список літератури

1. А.с. 1574674 СССР, МКИ С 22 С 38/18, В 22 С 38/34. Графитизированная сталь / О. Б. Колотилкин, И. П. Волчок, С. А. Уваров (СССР). – № 4471327; заявл. 05.09.88; опубл. 30.06.90, Бюл. № 24. – 2 с.
2. А.с. 1793001 СССР, МКИ С 22 С 38/34. Графитизированная сталь / И. П. Волчок, О. Б. Колотилкин,

3. С. А. Уваров (СССР). – № 4910094; заявл. 11.02.91; опубл. 07.02.93, Бюл. № 5. – 2 с.
4. Pat. 5,139,583, C22C38/00. Graphite Precipitated hot-rolled Steel plate having workability and hardenability and method therefore / Yoshikazu Kawabata, Masahiko Morita, Fusao Togashi (USA). – № US19920822649; filed. 21.01.92; publ. 18.08.92.
5. Pat. US5830285, C21D1/26; C21D1/84, C21D8/06, C22C38/12, C22C38/60. Fine Graphite uniform dispersion steel excellent in gold Machinability, Cuttability and Hardenability, and production method for the same / Sakae Katayama, Toshimi Tarui, Masahiro Toda, Ken-Ichiro Naito (Japan). – № US19960700355; filed. 23.08.96, publ. 03.11.98.
6. Жураковский В. М. Организация трансформируемой структуры и обеспечение заданных свойств графитсодержащей стали: автореф. дисс. на соискание научн. степени докт. техн. наук: спец. 05.02.01 «Материаловедение» / В. М. Жураковский. – Минск, 1985. – 40 с.
7. Сковцов А. И. Магнитные и демпфирующие свойства графитизированных сталей после изотермической закалки / Сковцов А. И., Агапова Л. И. // Митом. 1993. – № 5. – С. 9–10.
8. Колмыков В. И. Особенности формирования графитсодержащих диффузионных слоев при двухступенчатой нитроцементации конструкционных сталей / В. И. Колмыков, И. Н. Росляков, О. В. Летова // Технология металлов. – 2008. – № 11. – С. 22–24.
9. Тепловозы: Механическое оборудование: Устройство и ремонт: Учебник для техн. школ / А. А. Пойда, Н. М. Хуторянский, В. Е. Кононов. – М.: Транспорт, 1988. – 320 с.
10. Акимов И. В. Підвищення високотемпературної витривалості графітізованих сталей / І. В. Акимов, І. П. Волчок // FIDES. Intern. Forum for the Development of Education and Science Proc. – Norway: Lulu Press Inc., 2010. – 61 p.
11. Akimov I. Wear resistance of graphitized steels. / Akimov I., Belikov S., Volchok I. // Archives of metallurgy and materials, Volume 58, 2013, Issue 3, P. 827–830.
12. Сильман, Г. И. Влияние меди на структурообразование в чугунах / Г. И. Сильман, В. В. Камынин, А. А. Тарасов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 15–20.
13. Акимов И. В. Усталостное разрушение графитизированных сталей при высоких частотах нагружения Строительство, материаловедение, машиностроение / Акимов И. В. // Сб. научн. трудов. Вып. 74 – Днепр-ск, ГВУЗ «ПГАСА», 2014. – С. 66–71.
14. Ковшов В. Н. Методические указания к постановке эксперимента при выполнении курсовых научно-исследовательских работ / В. Н. Ковшов. – Днепропетровск: НМетАУ, 1999. – 50 с.

Одержано 20.05.2015

Акимов И.В. Повышение механических свойств литой графитизированной стали

С использованием метода планирования эксперимента и последующей графической оптимизации, были получены зависимости влияния компонентов литой графитизированной стали на её свойства. Предложен оптимальный состав стали с высокими показателями статической и циклической прочности, применение которого в машиностроении обеспечит повышение надежности и долговечности деталей, работающих в условиях статических и циклических нагрузок.

Ключевые слова: графитизированная сталь, структура, механические свойства, оптимизация состава

Akimov I. Increasing of mechanical properties of the cast graphitized steel

The dependences of the influence of the cast graphitized steel's components on its properties have been obtained, with the use of the experiment planning method and further graphical optimization. The optimal composition of steel with high static and cyclic strength indices has been suggested. Its application in mechanical engineering will provide the increase of the reliability and durability of the articles operating under static and cyclic loads.

Key words: graphitized steel, structure, mechanical properties, composition optimization.

УДК 669.715

Д-р техн. наук И. П. Волчок¹, В. В. Клочихин², канд. техн. наук К. Н. Лоза², В. В. Лукинов²,
д-р техн. наук А. А. Митяев¹

¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

² АО «Мотор Сич», г. Запорожье

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ И СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ

Рассмотрено влияние рафинирующе-модифицирующей обработки, а также термической и лазерной обработок на технологические, механические и служебные свойства силуминов с различным содержанием железа.

Ключевые слова: вторичные силумины, рафинирование, модифицирование, механические свойства.

Постановка проблемы

Благодаря малой плотности, высоким коррозионной стойкости и удельной прочности алюминиевые сплавы среди конструкционных материалов занимают второе место после сплавов на основе железа. В настоящее время применяются два процесса получения алюминия и его сплавов: 1) первичного из глинозема методом электролиза; 2) вторичного из лома и отходов производства методом переплава.

Главным достоинством первого метода является высокое качество металла, главным недостатком – высокий расход электроэнергии (25...35 % от себестоимости) и угольных анодов (около 15 % от себестоимости), а также значительное загрязнение окружающей среды. Несомненным преимуществом второго процесса – рециклинга являются в 25...35 раз меньшие энергетические затраты и нагрузка на окружающую среду, основным недостатком – более низкое качество металла вследствие загрязнения металлическими и неметаллическими примесями и газами.

Для стран, не имеющих собственного производства первичного алюминия, в том числе и для Украины, экономически более целесообразным является метод рециклинга. Следует отметить, что этот процесс применяется и в странах, имеющих мощности по производству первичного алюминия. По данным [1], в Евросоюзе в 2012 г выпуск первичного алюминия составил 5,1 млн. т. и 5,2 млн. т. – вторичного. При этом при производстве литых деталей в 90 % случаев используется вторичный алюминий.

Анализ литературных данных и опыта производства показал, что для достижения необходимого уровня технологических, механических и служебных свойств вторичных алюминиевых сплавов необходимо выполнение определенных технологических операций на всех этапах металлургического передела, начиная от сортировки лома и отходов и заканчивая термической обработкой готовых изделий.

Результаты исследований и их обсуждение

А. А. Митяевым [2] показано, что при сортировке и переплаве лома и отходов производства в соответствии с ГОСТ 3211-95 несоответствие алюминиевых сплавов химическому составу достигало 20 %. Разработка и применение более детального по сравнению со стандартом классификатора позволили ликвидировать брак по несоответствию химсоставу, уменьшить в сплавах содержание железа и повысить их качество. Говоря о стабильности химсостава нельзя не отметить, что допускаемые ГОСТом 1583-93 (ДСТУ 2839-94) слишком большие пределы по содержанию как легирующих, так и посторонних элементов и вредных примесей в литейных сплавах усложняют получение стабильного и высокого уровня механических и служебных свойств. Так, например, в сплаве АК9М2 содержание основных компонентов колеблется в пределах: 7,5...10,0 % Si; 0,5...2,0 % Cu; 0,2...0,8 % Mg; 0,1...0,4 % Mn; 0,05...0,20 % Ti; при максимально допустимом содержании: 1,2% Zn; 0,5 % Ni; 0,3% (Pb+Sn); 1,0% Fe.

Вторичные алюминиевые сплавы в сравнении с первичными характеризуются более высоким содержанием интерметаллидных фаз, растворенных газов и неметаллических включений, и вследствие гетерогенной структуры и пористости значительно уступают по качеству первичным сплавам. При этом в наибольшей мере снижению физико-механических свойств алюминиевых сплавов способствуют железосодержащие фазы Al_3SiFe , Al_4Si_2Fe , Al_8SiFe_2 и др., имеющие грубокристаллическое строение и неблагоприятную (пластинчатую) форму. По данным Б.М. Немененко [3], образующийся при содержании железа более 0,8% интерметаллид Al_3SiFe имеет моноклинную кристаллическую решетку с параметрами $a = b = 0,612$ нм и $c = 4,15$ нм. Вследствие этого его рост при первичной кристаллизации происходит преимущественно вдоль границ, оформленных плоскостями с параметрами a и b , в результате интерметаллид приобретает форму тонких пластин.

А. А. Митяев [2] и А. Е. Островская [4], изучавшие сопротивление вторичных силуминов разрушению, показали, что микротрещины в них под действием статических и циклических нагрузок распространяются по телу интерметаллида Al_5SiFe , обладающего низкой прочностью и склонностью к расслоению. На рис. 1 представлен характерный микродеформационный рельеф сплава АК8МЗ при испытаниях на малоцикловую выносливость. При малой присадке модификатора М интерметаллиды Al_5SiFe имели форму пластин, средний параметр формы (отношение длины к ширине), которых равнялся 62,3. Микротрещины (рис. 1 а, б) при этом распространялись по включениям фазы Al_5SiFe , что резко снижало сопротивление силумина усталостному разрушению. В результате увеличения присадки модификатора до 0,18 % от массы расплава образовались компактные включения интерметаллида $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$, микротрещины стали извилистыми и ветвящимися (рис. 1 в, г), малоцикловая выносливость N возросла в 3,2 раза (рис. 2).

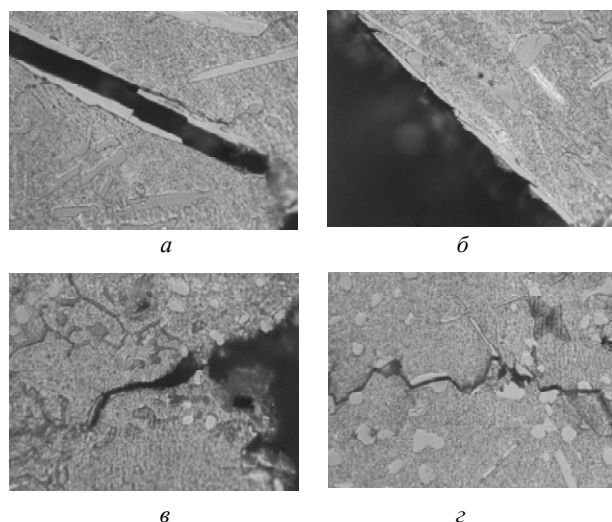


Рис. 1. Микродеформационный рельеф сплава АК8МЗ после усталостного разрушения ($r500$): а, б – 0,06 % М; в, г – 0,18 % М

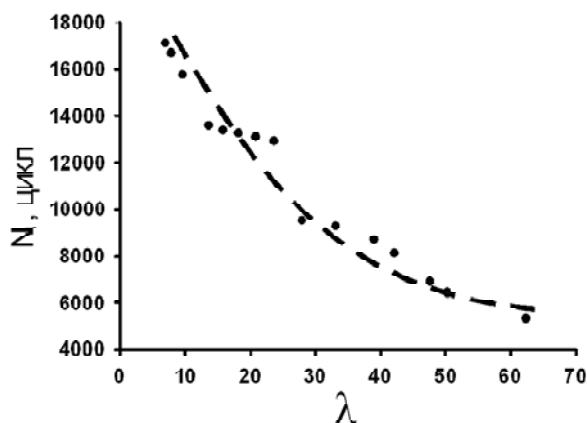


Рис. 2. Зависимость малоциклового выносливости сплава АК8МЗ от параметра формы интерметаллидов λ

Приведенные выше результаты, а также данные В. С. Золотаревского и Н. А. Белова [5], показавшие, что фаза Al_5SiFe в силумине с 1 % Fe практически не изменила своей формы и размеров в процессе отжига при 550 °С в течение 10 часов, позволяют сделать вывод о том, что задача нейтрализации отрицательного влияния железосодержащих фаз может быть решена путем рафинирующе-модифицирующей обработки вторичных силуминов в процессе их плавки и разлива.

При разработке рафинирующе-модифицирующих комплексов (флюсов и модификаторов) ставилась задача улучшения качества вторичных силуминов с повышенным содержанием железа в результате увеличения дисперсности и снижения параметра формы структурных составляющих, изменения состава и морфологии железосодержащих фаз, снижения содержания водорода и пористости сплавов. На основании литературных данных и опыта производства в состав флюсов и модификаторов были включены хлориды калия KCl и натрия NaCl, фторид алюминия AlF_3 , карбонаты натрия Na_2CO_3 и стронция $SrCO_3$, тетрафтороборат калия KBF_4 , карбид кремния SiC, титан Ti, сера S и др.

Входящая в состав флюса [6] и модификаторов [7, 8] сера предназначалась, в первую очередь, для изменения формы железосодержащих фаз с пластинчатой и разветвленной на компактную. Б.М. Немененок [3] отмечает, что легирование железосодержащих фаз серой или теллуром приводит к потере направленности связей межатомного взаимодействия и к смене типа связи с ковалентной на металлическую ненаправленную и в результате – к большей компактности интерметаллидных включений (рис. 1, в, г). Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа, под действием серы пластинчатые интерметаллиды Al_5SiFe превращались в компактные $Al_{15}Si_2(FeMn)_3$. При обработке силуминов газообразная сера (температура кипения 445 °С) способствовала рафинированию расплава от твердых неметаллических включений по флотационному механизму и удалению из него водорода в виде H_2S . Согласно литературным данным [9, 10], сера в силуминах является модификатором кремниевой фазы.

Диссоциация карбонатов натрия и стронция с образованием углекислого газа уменьшала окисление серы и повышала степень рафинирования и модифицирования.

Известно, что наиболее эффективными модификаторами твердого раствора на основе алюминия являются титан, бор и цирконий, которые образуют с алюминием соединения Al_3Ti , Al_2B , Al_3Zr , служащие центрами кристаллизации [9, 10]. Эту роль в разработанных комплексах выполняли титан, мелкодисперсный карбид кремния (6...20 мкм) и алюминид бора Al_2B , образующийся в результате реакции:



Продукция заводов, перерабатывающих лом и отходы алюминия и его сплавов, поставляется в виде чушек. А.А. Митяев [2] исследовал влияние технологии рафинирующе-модифицирующей обработки на качество чушкового силумина АК9М2. Из представленных на рис. 3 данных следует, что выплавка указанного сплава в пламенной печи ЕНВ 5000 емкостью 5,5 т из лома и отходов производства под стандартным покровным флюсом (33 % KCl, 67 % NaCl) с продувкой расплава универсальным флюсом (15 % KCl, 45 % NaCl, 40 % AlF_3) с помощью воздуха (вариант I) и азота (вариант II) не обеспечила требуемого уровня механических свойств. Выплавка под стандартным покровным флюсом с последующей продувкой жидкого металла более совершенным флюсом [6] с помощью воздуха (вариант III) и азота (вариант IV) привели к некоторому повышению механических свойств, но предел прочности как в литом состоянии, так и после термообработки не соответствовал норме ГОСТ 1583-89 (186 и 274 МПа соответственно). На основании полученных результатов А.А. Митяев [2] пришел к выводу о целесообразности двухстадийной рафинирующе-модифицирующей обработки: на стадии получения чушки флюсом [6] и на стадии получения отливки – модификатором [7].

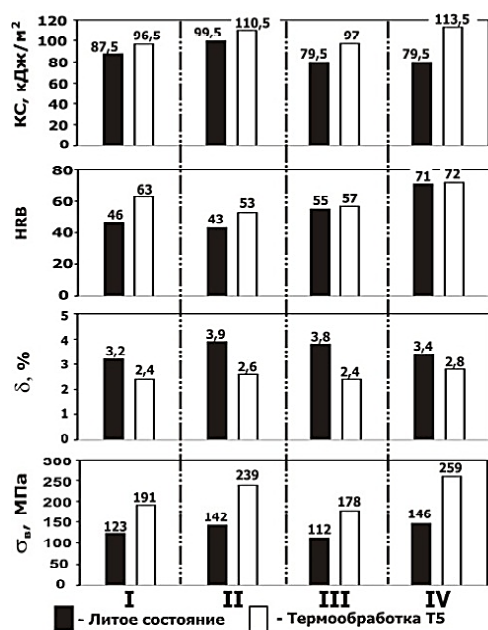


Рис. 3. Механические свойства сплава АК9М2

О. В. Лютова [11] исследовала влияние рафинирующе-модифицирующей обработки флюсом [12] и модификатором [13] на литейные и механические свойства, а также на свариваемость вторичного сплава АК9М2, шихта которого состояла из чушек и до 19 % из стружки этого же сплава. Содержание железа в сплаве изменялось от 0,66 до 2,34 %. Результаты исследований показали, что с увеличением в шихте стружки с 1 до 19 % жидкотекучесть снижалась на 30...35 %, линейная усадка и трещиностойкость – на 20...25 %, пористость воз-

растала с 0,5 до 2,5 баллов по шкале ВИАМ. Присадки модификатора в количестве около 0,15 % приводили к повышению жидкотекучести на 10...15 %, линейной усадки на 30...35 % и к снижению пористости в среднем до 0,5 балла. Рост концентрации железа в исследуемых пределах не оказал влияния на пористость, но снижал жидкотекучесть на 20...25 %, линейную усадку и трещиностойкость – на 18...20 %. Механические свойства (предел прочности, относительное удлинение и твердость) соответствовали нормам

ГОСТ 1583-93 (ДСТУ 2839-94) при содержании стружки в шихте до 15 %, железа в сплаве до 1,5 % и при присадке модификатора [13] в количестве 0,12...0,15 % от массы жидкого металла.

Установлено [11], что при аргоно-дуговой сварке силуминов вследствие быстрого охлаждения и измельчения структурных составляющих металл сварного шва имеет более высокие механические свойства, чем основной металл. Зависимости между механическими свойствами литого и сварного металла сплава АК9М2 описывались уравнениями с коэффициентами корреляции r :

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{св.м.}} &= 8,1 + 1,41\sigma_{\text{лит.м.}} & r &= 0,97; \\ \delta_{\text{св.м.}} &= 2,98 + 2,64\delta_{\text{лит.м.}} & r &= 0,86; \\ \text{HRB}_{\text{св.м.}} &= 13,32 + 0,89\text{HRB}_{\text{лит.м.}} & r &= 0,63/ \end{aligned}$$

Работа К. Н. Лозы [14] посвящена решению научно-технической и практической задачи – стабилизации при рабочих температурах структуры поршневого сплава АЛ25, полученного из низкосортной шихты, повышению его физико-механических и служебных свойств в результате усовершенствования технологии модифицирования и термической обработки. В работе выполнен анализ зарубежной и отечественной литературы по применению поршневых сплавов, а также технологии производства и качества поршней для маломощных ДВС на АО «Мотор Сич». Установлено, что основными причинами преждевременного разрушения поршней являлись: низкий уровень механических свойств сплава АЛ25 при рабочих температурах и нестабильность его структуры в процессе эксплуатации.

Показано, что наиболее благоприятной для поршневых сплавов является структура каркасного типа, которая состоит из дисперсных равномерно распределенных участков α -твердого раствора кремния в алюминии, окруженных эвтектикой с пластинчатым кремнием размером до 100 мкм и компактными интерметаллидами. Такая структура вследствие торможения диффузионных процессов и препятствия продвижению дислокаций является стабильной и имеет высокий уровень свойств при повышенных температурах.

В работе показана перспективность использования для производства поршней вторичных сплавов.

С целью получения стабильной при рабочих температурах структуры разработан модифицирующий комплекс и технология модифицирования, а также определено рациональное количество МК на уровне 0,15...0,20 масс. %.

Данная технология обеспечивала экспериментальным сплавам 1 балл пористости по ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93), снижение температурного коэффициента линейного расширения на 5,60...5,75% и увеличение времени до разрушения при испытаниях на длительную прочность по ГОСТ 10145-81 в 2,4 раза по сравнению с заводской технологией.

Термическая обработка силуминов, как правило, включает в себя закалку и старение, варьирование температуры и времени выдержки которых позволяет изменять фазовый состав, морфологические параметры структуры и, соответственно, механические и технологические свойства в заданном направлении. Закалка проводится с целью растворения избыточных фаз и получения максимальной пересыщенности твердого раствора. Старение предназначено для последующего выделения компактных интерметаллидов при распаде твердого раствора и упрочнения силуминов по дисперсионному механизму.

Исходя из того, что содержание интерметаллидных фаз во вторичных силуминах значительно выше, чем в первичных, можно предположить, что стандартные режимы термической обработки не являются оптимальными, а их корректировка может служить резервом повышения качества сплавов.

В связи с этим изучали [15] влияние содержания железа, времени выдержки при закалке и старении на структуру и свойства сплава АК8МЗ, изготовленного из вторичного сырья. Стандартная термическая обработка по режиму Т6 предполагает закалку с $500 \pm 10^\circ\text{C}$, выдержку 5...7 ч, охлаждение в воде и старение при $180 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 5...10 ч. Поскольку температуры термической обработки нормами четко регламентированы, при проведении эксперимента они оставались постоянными.

Исследования проводили согласно плана многофакторного эксперимента второго порядка 2^3 (табл. 1).

В качестве независимых переменных принимали содержание железа в сплаве Fe, время закалки τ_z и время старения $\tau_{ст}$. Функциями отклика являлись предел прочности на растяжение σ_b , относительное удлинение δ и твердость НВ. Обработку жидкого металла проводили флюсом [6] и модификатором [8] в количестве 1 % и 0,1 % от массы расплава соответственно.

Методом регрессионного анализа получили систему уравнений второго порядка, с помощью которых

были получены графические зависимости механических свойств от времени выдержки при температурах закалки и старения. Эти зависимости имели вид кривых с максимумами, которые смещались вправо с увеличением в сплавах содержания железа. На основании этих данных были получены графики, позволяющие определить оптимальное время выдержки при закалке и старении в зависимости от содержания в сплаве железа (рис. 4). Необходимость увеличения времени выдержки, на наш взгляд, объясняется ростом количества интерметаллидных фаз, тормозящих диффузионные процессы при закалке и старении.

Механические испытания показали, что увеличение времени выдержки при закалке сплава АК8МЗ, содержащего 1,19 % Fe, с 6 до 8 ч и времени выдержки при старении с 7 до 11 ч привело к повышению пределов текучести и прочности на 7...8 %, предела выносливости на 12 %, малоциклового выносливости ($\epsilon = 0,3\%$) на 30 %, твердости НВ на 9 % и относительного удлинения на 10 %.

Основным недостатком алюминиевых сплавов являются малые твердость и коррозионная стойкость в кислых средах. В работах [16, 17] показано, что в результате поверхностной лазерной обработки происходит

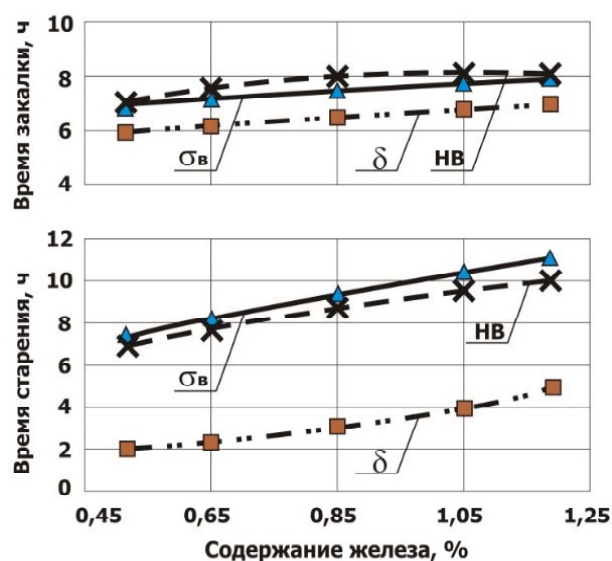


Рис. 4. Зависимость оптимального времени выдержки при закалке и старении от содержания железа в силумине

Таблица 1 – Матрица планирования эксперимента второго порядка 2^3

Интервалы варьирования и уровни факторов		Изучаемые факторы		
		$X_1(\text{Fe, \%})$	$X_2(\tau_z, \text{ч})$	$X_3(\tau_{ст}, \text{ч})$
Нулевой уровень $X_0 = 0$		0,85	6,0	7,0
Интервал варьирования	1,0	0,2	3,0	4,2
	1,682	0,14	2,0	2,8
Нижний уровень	$X = -1,0$	0,65	3,0	2,8
Верхний уровень	$X = +1,0$	1,05	9,0	11,2
Звёздные точки	$X = -1,682$	0,51	1,0	0
	$X = +1,682$	1,19	11,0	14,0

диспергизация структуры, увеличение количества дефектов кристаллического строения, формирование метастабильных фаз и, как следствие, повышение твердости алюминия и его сплавов. Н.В. Широкобоковой [18, 19] выполнен широкий комплекс исследований по влиянию поверхностной лазерной обработки (ЛО) на механические и служебные свойства силумина АК8МЗ с переменным от 0,40 до 1,45 % содержанием железа. Из представленных в табл. 2 данных видно, что лазерная обработка привела к повышению поверхностной микротвердости в среднем в 1,7 раза по сравнению с микротвердостью твердого раствора на основе алюминия. Этим можно объяснить повышение предела выносливости (после шлифования оплавленного слоя и старения при 170 °С в течение 10 ч) в среднем на 19 %, снижение потерь металла при абразивном изнашивании (кварцевый песок) на 25 %, при трении металл по металлу без смазки – на 41%, при кавитационном изнашивании – на 60 %. Коррозионные испытания в водном растворе 3 % NaCl + 0,1% H₂O₂ в течение 720 ч при температуре 28 °С показали, что число питингов на единице поверхности заметно возрастало с увеличением в сплаве содержания железа, при этом сопротивление сплава питингообразованию в результате лазерной обработки повысилось в 5...8 раз.

Таблица 2 – Влияние содержания железа и лазерной обработки на свойства силумина АК8МЗ

Показатель	Значение показателя при содержании железа, %		
	0,40	0,92	1,45
Микротвердость Hц α-Al, МПа	975	994	1000
Hц упрочненного слоя на расстоянии 25...175 мкм от поверхности, МПа	1600... 1640	1625... 1720	1620... 1735
Предел выносливости σ ₋₁ на базе 10 ⁷ циклов, МПа	68/82*	100/ 108	71/80
Абразивный износ, мг	29,5/ 24,5	31,0/ 22,0	30,0/ 21,0
Износ металл по металлу, г	0,20/ 0,13	0,15/ 0,13	0,31/ 0,13
Кавитационный износ, г	0,14/ 0,11	0,12/ 0,06	0,21/ 0,10
Число питингов / см ² (3% NaCl + 0,1% H ₂ O ₂)	35/5	-	103/22
Скорость коррозии в 10 %-м HCl, г / м ² ·ч	21,1/0,0 2	28,5/0,04	33,6/0,32

* Примечание: в числителе свойства после термообработки Т6, в знаменателе – после Т6 и ЛО.

Известно, что алюминий и его сплавы обладают низкой коррозионной стойкостью в кислотах. Представленные в табл. 2 результаты показывают, что лазерная

обработка привела к повышению коррозионной стойкости силумина АК8МЗ в 10 %-м растворе HCl в среднем на 2 порядка, при этом балл коррозионной стойкости сплава по ГОСТ 13819-68 изменился с 10 (нестойкий) на 5...7 (стойкий и пониженностойкий).

Выводы

Результаты проведенных исследований показали, что соответствующая сортировка и подготовка шихтовых материалов, рафинирующе-модифицирующая обработка жидкого металла и термическая обработка с учетом содержания железа позволяют обеспечить высокий уровень технологических, механических и эксплуатационных свойств вторичных силуминов.

Лазерная обработка, обеспечивая существенное повышение твердости, износостойкости и коррозионной стойкости поверхностного слоя, способствует существенному расширению областей применения алюминиевых сплавов.

Список литературы

- Ищенко А. А. Об использовании отходов алюминиевой тары [Текст] / А. А. Ищенко, С. И. Андреев, Д.С. Андреев // Металлургия машиностроения. – 2012. – № 5. – С. 18–20.
- Міт'яєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів [Текст]: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. А. Міт'яєв. – Запоріжжя. – 2008. – 32 с.
- Немененко Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б. М. Немененко. – Минск : Технопринт, 1999. – 270 с.
- Островская А. Е. Влияние интерметаллидных фаз на сопротивление разрушению алюминиевых сплавов [Текст] / А. Е. Островская, И. П. Волчок // Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна. – Вип. 34. – Дн-ск : ДНУЗТ, 2010. – С. 211–214.
- Золотаревский В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов [Текст] / В.С. Золотаревский, Н. А. Белов. – М. : МИСиС, 2005. – 376 с.
- Пат. 58793А Україна, МКВ7С22В21/06, С22В9/10. Флюс для обробки алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Рязанов С. Г.; заявник і патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 2002108362; заявл. 22.10.2002; опубл. 15.08.2003, Бюл. № 8.
- Пат. 57584А Україна, МКВ С22С 1/06. Модифікатор для алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Міт'яєв О. А.; заявник і патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 2002108343; заявл. 22.10.2002; опубл. 16.06.2003, Бюл. № 6.
- Пат. 42653 Україна, МПК(2009) С22С 1/100. Модифікатор алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Островська А.Є., Скуйбіда О.Л.; заявник і патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № u200902454; заявл. 19.03.2009; опубл. 10.07.2009, Бюл. № 13.
- Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов [Текст] / М. В. Мальцев. – М. : Металлургия, 1964. – 213 с.

10. Бондарев Б. И. Модифицирование алюминиевых деформируемых сплавов [Текст] / Б. И. Бондарев, В. И. Напалков, Р. И. Тараторкин. – М. : Металлургия, 1979. – 217 с.
11. Лютова О. В. Підвищення технологічних та механічних властивостей доєвтектичних вторинних силумінів [Текст]: автореферат дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О.В. Лютова. – Запоріжжя. – 2012. – 17 с.
12. Пат. 31862 Україна, МПК(2006) C22B21/00 C22B9/00. Флюс для оброблення алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І. П., Мітяєв О. А.; Лютова О. В. [та ін.]; заявник і патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 200713840; заявл. 10.12.2007; опубл. 25.04.2008, Бюл. № 8.
13. Пат. 32929 Україна, МПК(2006) C22C1/00. Модифікатор для алюмінієвих сплавів [Текст] / Волчок І.П., Мітяєв О.А.; Лютова О.В. [та ін.]; заявник і патентотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № 200800105 ; заявл. 02.01.2008 ; опубл. 10.06.2008, Бюл. № 11.
14. Лоза К. М. Вплив модифікування та термічної обробки на формування структури і властивостей вторинного поршневого сплаву АЛ25 [Текст] : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / К. М. Лоза. – Запоріжжя. – 2012. – 17 с.
15. Волчок И. П. Термическая обработка железосодержащих силуминов / И. П. Волчок, Е. Л. Скуйбеда [Текст] // Литье и металлургия. – Минск. – 2012. – № 3. – С. 94–97.
16. Астапчик С. А. Лазерные технологии в машиностроении [Текст] / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Макалов. – Минск : Беларуская наука, 2008. – 252 с.
17. Гиржон В.В. Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки [Текст] / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – т. 27. – № 11. – С. 1519–1528.
18. Волчок І. П. Вплив лазерної обробки на структуру та мікротвердість вторинних алюмінієвих сплавів [Текст] / І. П. Волчок, Н. В. Широкобокова // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2010. – Вып. 55 – С. 15–20.
19. Волчок И. П. Влияние лазерной обработки на циклическую усталость вторичных алюминиевых сплавов [Текст] / И. П. Волчок, Н. В. Широкобокова, С. Е. Бельский // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2011. – Вып. 58 – С. 143–146.

Одержано 11.05.2015

Волчок І.П., Ключихін В.В., Лоза К.М., Лукінов В.В., Мітяєв О.А. Підвищення технологічних, механічних та службових властивостей вторинних силумінів

Розглянуто вплив рафінувально-модифікувальної обробки, а також термічної та лазерної обробки на технологічні, механічні та службові властивості силумінів з різним вмістом заліза.

Ключові слова: *вторинні силуміни, рафінування, модифікування, механічні властивості.*

Volchok I., Klochikhin V., Loza K., Lukinov V., Mityayev A. Increasing of technological, mechanical and service properties of secondary silumins

The influence of refining-modifying, thermal and laser treatments on technological, mechanical and service properties of silumins with different iron content is considered.

Key words: *secondary silumins, refining, modifying, mechanical properties.*

УДК 669.715

Д-р техн. наук А. А. Митяев¹, д-р техн. наук И. П. Волчок¹, канд. техн. наук К. Н. Лоза², В. В. Клочихин², В. В. Лукинов², Р. А. Фролов²¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье² АО «Мотор Сич», г. Запорожье

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА АК5М (АЛ5)

Рассмотрены возможности увеличения жидкотекучести, улучшения структуры, повышения комплекса механических свойств и снижения затрат при производстве изделий сложной конфигурации из сплава АК5М (АЛ5).

Ключевые слова: жидкотекучесть, рафинирующе-модифицирующий комплекс, механические свойства, структура.

Введение

Двигатель внутреннего сгорания относится к изделиям ответственного назначения. Он состоит из большого количества составных частей, среди которых одной из важнейших является блок цилиндров. Блок цилиндров относится к деталям сложной конфигурации, при изготовлении которых часто возникают технологические трудности. Для изготовления блоков цилиндров двигателей внутреннего сгорания, предназначенных для товаров народного потребления, на АО «Мотор Сич» широко используется алюминиевый сплав АК5М (АЛ5).

Заводская технология предусматривает обработку расплава при температуре 720...750°C тройным модификатором (KCl+NaCl+NaF) в количестве до 2 масс. % путем подачи его на зеркало расплава с последующим замешиванием и выдержкой. При литье в кокиль, в большинстве случаев, данная технология не обеспечивает высокое качество изделий и характеризуется низким выходом годного. Большое количество несоответствующих техническим условиям изделий обусловлено низкими технологическими свойствами, прежде всего жидкотекучестью, что вызывает многочисленные дефекты оформления деталей (рис. 1).

Цель и задача работы

Целью данной работы было снижение количества дефектов оформления отливок и повышение выхода годного литья. Для этого необходимо было решить задачу по разработке недорогого и не требующего существенного изменения используемой на предприятии технологии, метода увеличения жидкотекучести сплава АК5М (АЛ5).

Материал и методика исследований

Для достижения поставленной цели было рекомендовано использовать экспериментальный рафинирующе-модифицирующий комплекс (РМК) для обработки расплава АЛ5.

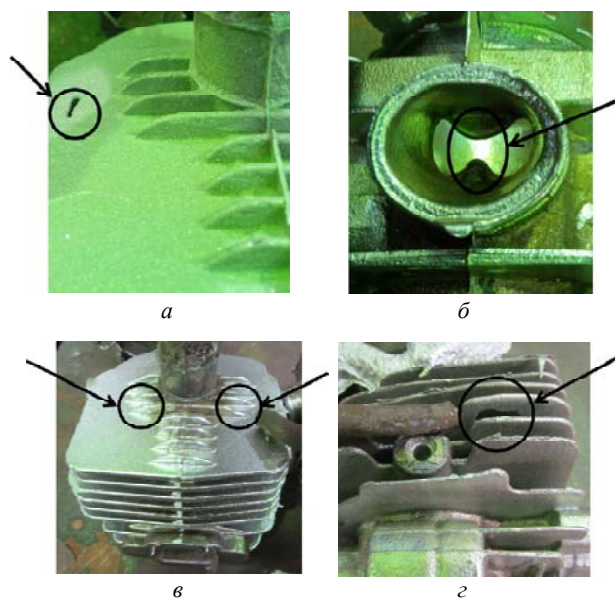


Рис. 1. Несоответствующие техническим требованиям изделия из сплава АК5М (АЛ5):
а, б, в, з – дефекты оформления деталей

Эксперимент планировали таким образом, чтобы установить влияние возрастающих добавок РМК на технологические и механические свойства сплава АК5М (АЛ5). С этой целью проводили обработку расплава 0,05, 0,10 и 0,15 масс. % РМК с помощью приспособления «колокольчик». Время обработки составляло 5...10 минут и сопровождалось активным барботажем расплава с образованием на поверхности «сухого» шлака, который легко удалялся.

Эффективность действия комплекса на свойства сплава оценивали по пробам на жидкотекучесть (определяли в цехе № 1) и результатам испытаний механических свойств (данные ЦЗЛ АО «Мотор Сич»). Уро-

вень механических свойств сплава АК5М (АЛ5) контролировали после термической обработки по режиму Т5 (закалка + неполное искусственное старение). Термическую обработку проводили в цехе №1. Показатели свойств сплава АК5М (АЛ5) представлены в таблице 1.

С целью получения статистически достоверных результатов жидкотекучесть контролировали по нескольким, залитым одновременно, прутковым пробам. Величину жидкотекучести определяли по длине прутковой пробы, залитой в песчаную форму при температурах 700 °С и 740 °С (см. табл. 1).

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ данных таблицы 1 показывает, что заводская технология приготовления и обработки сплава АЛ5 не обеспечивает высоких значений жидкотекучести. С повышением температуры заливки сплава с 700 до 740 °С удалось увеличить значение жидкотекучести на 41 % (см. табл. 1).

Применение разработанного РМК и предложенной технологии обработки расплава позволило существенно повысить не только технологические (жидкотекучесть, обрабатываемость резанием), но и механические (σ_b, δ) свойства сплава АК5М (АЛ5).

Следует отметить, что наиболее стабильные и высокие показатели комплекса свойств достигаются при обработке расплава 0,05...0,10 масс. % РМК. При использовании экспериментальной технологии наблюдается повышение прочностных свойств сплава при некотором снижении пластичности, что соответствует основным постулатам материаловедческой науки, и, в то же время, относительное удлинение полностью удовлетворяет требованиям ГОСТ 1583-93 (ДСТУ 2839-94). Заготовки, полученные по экспериментальной технологии, хорошо обрабатываются резанием (данные технобюро), а твердость остается стабильной (см. табл. 1).

Таблица 1 – Показатели технологических и механических свойств сплава АК5М (АЛ5)

Технология		№№ плавов	Жидкотекучесть, мм		Механические свойства				
					Текущие показатели		Средние значения		
			Длина прутковой пробы, мм	Среднее значение	σ _в , МПа	δ, %	σ _в , МПа	δ, %	НВ
Заводская	1	70 100 120	97 t заливки 700°C	252 193 246	2,4 4,0 4,0	230	3,5	107	
	2	130; 105 140; 170 135; 140	137 t заливки 740°C	228 237 227	4,0 2,8 3,8	231	3,5	107	
Экспериментальная	0,05 масс. % МК	3	100; 150 120; 195 190; 170	154 t заливки 700°C	315 274 251	1,2 0,8 2,4	280	1,5	92,8
		4	220; 210 240; 240 235; 200	224 t заливки 740°C	289 288 289	1,6 2,4 0,8	289	1,6	92,8
	0,10 масс. % МК	5	165; 195 220; 220 230	206 t заливки 740°C	318 300 297	2,0 1,2 0,8	305	1,3	94,9
		6	180; 165 235; 195 210; 175	193 t заливки 740°C	283 296 301	0,8 2,4 1,6	293	1,6	94,9
	0,15 масс. % МК	7	210; 175 230; 215 160	198 t заливки 740°C	321 298 316	0,8 0,8 1,6	312	1,1	94,9
		8	180 250 170	200 t заливки 740°C	256 293 254	1,2 1,2 2,0	268	1,5	92,8
ГОСТ 1583-93 (ДСТУ 2839-94)						≥ 220	≥ 0,5	≥ 70	



а



б

Рис. 2. Структура сплава АК5М (АЛ15), $\times 500$:
а – заводська технологія; б – експериментальна

Выводы

1. Установлено, что экспериментальная технология обработки расплава разработанным в ЗНТУ рафинирующе-модифицирующим комплексом, позволяет

значительно повысить жидкотекучесть сплава АК5М (АЛ15). Так, при температуре заливки формы 700°C и количестве РМК 0,05 масс. % жидкотекучесть возросла на 59 % в сравнении с заводской технологией. С увеличением температуры заливки до 740°C прирост жидкотекучести составил 63,5 %. В связи с полученными результатами рекомендуется производить заливку формы с температуры 740°C (см. табл. 1).

2. Анализ влияния возрастающих добавок РМК при обработке расплава АК5М (АЛ15) показал, что оптимальным количеством является 0,05...0,10 масс. %. При использовании данного количества РМК достигаются наиболее высокие и стабильные показатели комплекса технологических (жидкотекучесть, обрабатываемость резанием) и механических (σ_b , δ , НВ) свойств сплава АК5М (АЛ15). Применение РМК, в сравнении с заводской технологией, обеспечивает повышение предела прочности сплава на 50 МПа (на 22 %) при температуре заливки 700°C и на 58...81 МПа (на 25...35 %) при температуре заливки 740°C (см. табл. 1).

3. Результаты исследований по определению длительности модифицирующего эффекта позволили установить, что эффект сохраняется в течение более 4 часов.

4. Использование разработанного РМК обеспечивает сокращение времени подготовки сплава и снижает расход рафинирующе-модифицирующих материалов (тройного модификатора (KCl+NaCl+NaF) в 10...20 раз.

5. На основании полученных промышленных результатов экспериментальная технология обработки расплава АК5М (АЛ15) рекомендуется к промышленному внедрению.

Мітяєв О.А., Волчок І.П., Лоза К.М., Клочихін В.В., Лукінов В.В., Фролов Р.О. Підвищення технологічних та механічних властивостей сплаву АК5М (АЛ15)

Розглянуто можливості підвищення рідинноплинності, покращення структури, підвищення комплексу механічних властивостей та зниження витрат при виробництві виробів складної конфігурації зі сплаву АК5М (АЛ15)

Ключові слова: рідинноплинність, рафінувально-модифікувальний комплекс, механічні властивості, структура.

Mityayev A., Volchok I., Loza K., Klochikhin V., Lukinov V., Frolov R. Increasing of technological and mechanical properties of the alloy AK5M (AL15)

The possibilities of increasing of the fluidity, improving of the structure, increasing of the mechanical properties complex and decreasing of the costs during production of articles of intricate configuration out of the alloy AK5M (AL15) are considered.

Key words: fluidity, refining and modifying complex, mechanical properties, structure.

АНАЛІЗ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СИЛУМІНІВ ПРИ РІЗНИХ РЕЖИМАХ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ

Досліджено вплив лазерної обробки на структуру та твердість доєвтектичних силумінів, визначено оптимальний режим оброблення, розглянуто можливість підвищення твердості оплавленого шару за рахунок використання сплавів зі вторинної сировини.

Ключові слова: силумін, лазерна обробка, структура, властивості.

Кольорові метали та їх сплави широко застосовуються в сучасній промисловості. Легкі сплави, зокрема алюмінієві, використовуються як заміники чавунів, сталей, антифрикційних сплавів та інш. При цьому перевагами використання сплавів на Al-основі є зниження маси машин та конструкцій. Вдале поєднання малої щільності з високими антикорозійними властивостями робить їх практично незамінними в авіаційній, автомобільній промисловості, судо- та приладобудуванні.

Разом з перевагами, у порівнянні з іншими металевими сплавами, Al-сплавам притаманні істотні недоліки – вони досить м'які і мають низькі показники міцності. Існуючі методи впливу на структуру силумінів (модифікування, термічна обробка та інш.) не повністю задовольняють властивостям, які висуваються до сплавів даного класу. Актуальною задачею є пошук та застосування перспективних методів, які забезпечують високі фізико-хімічні характеристики алюмінієвих сплавів.

Відомо [1–2], що лазерне оброблення поверхні силумінів внаслідок дуже високих швидкостей нагрівання та охолодження може призводити до значних змін у структурі в зоні лазерної дії – диспергізації, збільшенню кількості дефектів кристалічної будови, формуванню метастабільних фаз. Такі зміни є причиною зростання мікротвердості, міцності, а відповідно і зносостійкості матеріалу.

Тому метою роботи було дослідження впливу лазерної обробки на структуру та твердість поверхневих шарів доєвтектичного силуміну АК8МЗ та визначення оптимального режиму оброблення.

Матеріали та методика досліджень

Для досліджень у лабораторній індукційній печі були виплавлені два сплави АК8МЗ: перший – з первинної шихти, другий – зі вторинної сировини. Шихта сплаву I складалася з технічно чистого алюмінію А7, кристалічного кремнію марки КР0 та електротехнічної міді. Шихта сплаву II складалася з 80 % сплаву, отриманого з брухту та відходів виробництва і 20 % компонентів, які використовувалися при виплавленні сплаву I (у відповідних співвідношеннях). Хімічний склад обох сплавів наведено у таблиці 1. Лазерна обробка (ЛО) поверхні зразків проводилася на повітрі за допомогою імпульсного лазера КВАНТ-12 (тривалість імпульсу $\tau = 4$ мс) в режимі оплавлення. Фазовий склад поверхневих шарів зразків після ЛО досліджувався за допомогою рентгеноструктурного (ДРОН-3) та металографічного (МІМ-8) аналізів. Лазерне оброблення та рентгеноструктурний аналіз проводили в ЗНУ під керівництвом д-ра фіз.-мат. наук, проф. Гіржона В.В. Мікротвердість визначали на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 50 г.

Результати досліджень

Згідно з даними металографічного та рентгеноструктурного аналізів, вихідна структура обох сплавів складалася з α -твердого розчину Si в Al, евтектики Al+Si, фази Al_2Fe , яка мала пластинчасту або голчасту форму, та інтерметалідної фази Al_7Cu_2Fe (рис. 1). Дифрактограми первинного та вторинного сплавів у вихідному стані майже не відрізнялися, що свідчило про однаковий фазовий склад.

Таблиця 1 – Хімічний склад сплавів АК8МЗ

Сплав	Вміст елементів, мас. %									
	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Ti	інші	Al
первинний	8,20	2,56	0,31	0,04	0,03	0,045	0,01	0,0115	0,0285	залиш.
вторинний	9,82	3,10	1,57	0,40	0,32	0,76	0,044	0,040	0,2918	залиш.

Отримана структура узгоджується з літературними даними [3–5], згідно з якими при високому вмісті кремнію і підвищеному вмісті заліза в доєвтектичних сплавах можуть утворюватися як двофазні заліззовмісні включення, так і інтерметаліди з різними хімічними формулами та типами кристалічних ґраток (Al_2Fe , Al_3Fe , Al_3FeSi , Al_5FeSi , Al_9FeSi_3 та інші). При цьому заліззовмісні фази кристалізуються у вигляді голок або пластин. У силумінах, додатково легованих міддю, до структурних складових можуть входити також фази типу $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

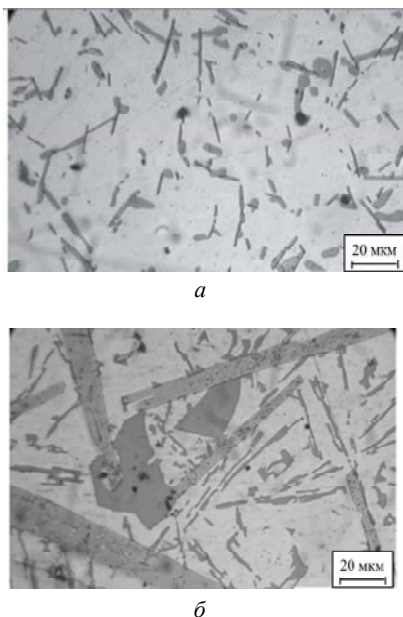


Рис. 1. Вихідна структура сплавів:
а – первинний; б – вторинний

Металографічний аналіз показав, що сплав на основі первинної сировини мав більш дисперсну структуру та достатньо рівномірний розподіл фаз (див. рис. 1, а). Заліззовмісна фаза в ньому мала розміри 5...20 мкм, також у сплаві спостерігалися поодинокі дефекти у вигляді мікропор. В той же час підвищений вміст домішок і, зокрема, заліза у вторинному сплаві призвів до утворення грубої структури і крупних пластинчастих включень фази Al_2Fe довжиною більше 200 мкм та підвищеної кількості пор (див. рис. 1, б).

Мікротвердість матриці складала в середньому 1065 та 1095 МПа для першого та другого сплавів, відповідно. Присутня фаза Al_2Fe мала мікротвердість ~ 4830 МПа, але була дуже крихкою. Мікротвердість включень на основі кремнію дорівнювала 9000...11000 МПа.

Одноразова лазерна обробка призвела до загального зниження інтенсивності дифракційних максимумів як від ґратки кремнію, який входив до складу евтектики, так і від ґраток інтерметалідних фаз та підвищення інтенсивності ліній від ГЦК фази, що свідчило часткове розчинення цих фаз у твердому розчині на основі алюмінію. Фазовий склад при цьому можна визначити так:

пересичений твердий розчин кремнію в алюмінії, евтектика, інтерметалідна фаза Al_2Fe та сліди інтерметаліду $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

Після обробки лазером зона лазерної дії первинного сплаву складалася з зони гартування з рідкого стану глибиною до 150 мкм та зони термічного впливу глибиною до 50 мкм (рис. 2).

Відносно невисока густина потужності випромінювання ($q \sim 600 \text{ МВт/м}^2$) призвела до часткового розчинення інтерметалідних фаз та неповного перемішування розплаву в зоні лазерної дії, формування в місцях розташування інтерметалідних фаз квазіектектичних колоній, які, окрім кремнію, могли бути збагачені легувальними елементами, що входили до складу інтерметалідів. Отримана структура первинного сплаву АК8МЗ відповідала структурам Al-Si-сплавів після імпульсної лазерної обробки, які були отримані та досліджені в роботі [6]. Також автором роботи встановлено, що в момент опромінення зразків поверхні шари зазнавали сумісну дію теплового впливу з дією сил тиску електромагнітного випромінювання, що сприяло виникненню імпульсу віддачі. В результаті в зоні розплаву виникали турбулентні потоки, які призводили до структурної неоднорідності в зоні лазерної дії. Така особливість відобразилася на розбіжності значень мікротвердості, середні значення якої складали $\sim 1300 \pm 100$ МПа.

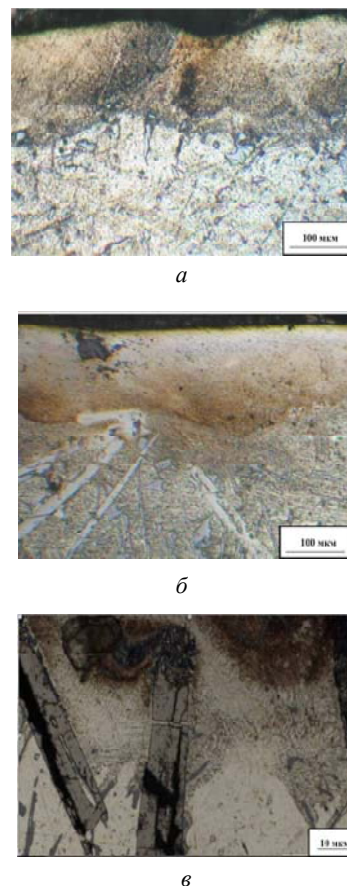


Рис. 2. Структура первинного (а) та вторинного (б, в) сплавів після однократної лазерної обробки

При лазерній обробці вторинного сплаву структура сплаву була подібною до первинного, але крупні інтерметалідні включення тільки частково розчинялися та подрібнювалися, можливо внаслідок того, що температура в зоні лазерної дії була недостатньою для повного розплавлення грубої залізовмісної фази (див. рис. 2, *в*). Глибина оплавленого шару вторинного силуміну була біля 200 мкм, а середнє значення мікротвердості дорівнювало 2400 МПа. Більш високі значення твердості в ЗЛД вторинного силуміну можна пояснити більш високим вмістом заліза, марганцю, магнію та інших елементів, які входили до складу сплаву (див. табл. 1). Їх підвищений вміст відповідно сприяв збільшенню об'ємної долі інтерметалідних включень [7], зокрема залізовмісної, як в усьому сплаві, так і в оплавленому шарі. Під дією лазерного випромінювання відбувалося часткове розчинення та подрібнення інтерметалідів, тобто виникав ефект легування в зоні розплаву, завдяки якому мікротвердість оплавленої зони вторинного силуміну була вище первинного в середньому на 1000 МПа.

Подальші дослідження показали, що збільшення кратності обробки до 2 разів для обох сплавів призводило до утворення достатньо чіткої границі між «плямами» (об'ємами металу, що одержані під дією окремих імпульсів), кращого подрібнення і розчинення інтерметалідних фаз, більш рівномірного розподілу дисперсних складових у зоні оплавлення (рис. 3 *а, б*), що в свою чергу сприяло підвищенню мікротвердості в середньому до 1400 МПа для первинного сплаву та до 2500 МПа для вторинного.

При триразовій обробці (див. рис. 3, *в, г*) або підвищенні густини потужності до 950 МВт/м² (рис. 3, *д, є*) мало місце невелике збільшення глибини оплавлення, утворення в обох сплавах вихрової структури в зоні лазерної дії, додаткових дефектів, таких як пори і тріщини. Малий час дії імпульсу ($\tau = 4$ мс) і великі швидкості нагрівання та охолодження ($10^3 \dots 10^4$ К/с) сприяли виникненню значних термічних напружень, а відповідно і гартувальних тріщин.

Висновки

У цілому результати досліджень показали, що найбільш оптимальною, особливо для вторинного сплаву, є одноразова лазерна обробка з густиною потужності імпульсу 600 МВт/м². Вона забезпечила одержання практично бездефектного шару з рівномірною структурою глибиною ~200 мкм та підвищення мікротвердості первинних силумінів у середньому в 1,5 рази, вторинних – в 2 рази. При цьому збільшення показників мікротвердості вторинних сплавів у порівнянні з первинними можна пояснити за рахунок наявності у їхньому складі підвищеної кількості домішок, в тому числі заліза, які при лазерній обробці відігравали роль додаткових легувальних елементів. Отримані результати дозволяють розширити області застосування вторинних силумінів. У той же час наявність крупних залізовмісних фаз пластинчастої форми у вторинному силуміні істотно впли-

вала на рівномірність та якість поверхневого шару при лазерній обробці, що дозволило зробити висновок про необхідність попереднього рафінувально-модифікувального оброблення і нейтралізації заліза за рахунок змінення параметра форми фаз, до яких воно входить.

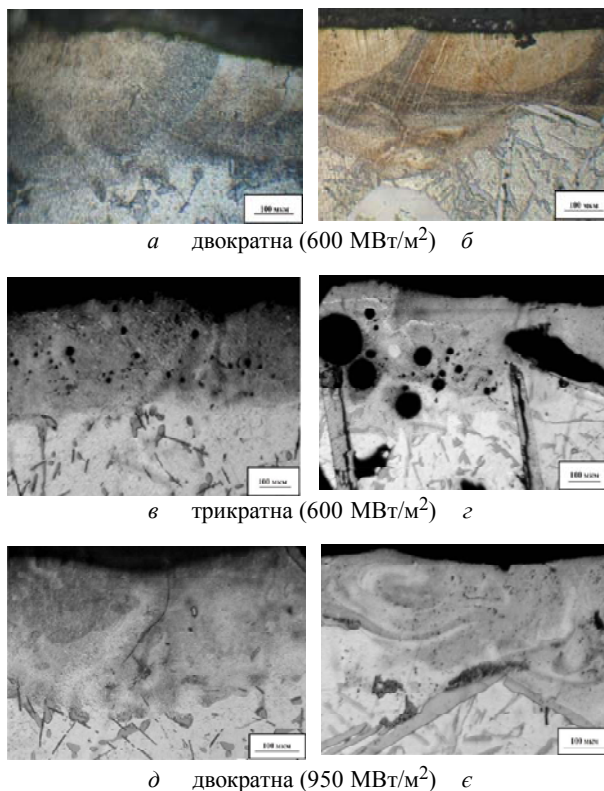


Рис. 3. Вплив кратності та густини потужності лазерної обробки на структуру поверхневого шару первинного (*а, в, д*) та вторинного (*б, г, є*) сплаву

Список літератури

1. Гиржон В. В. Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофиз. новейшие технол. – 2005. – т. 27. – № 11. – С. 1519–1528.
2. Гиржон В. В. Формирование квазиэвтектической структуры в сплавах АК9 и АК12 после импульсной лазерной обработки / В. В. Гиржон, И. В. Танцюра // Металлофиз. новейшие технол. – 2006. – т. 28. – № 9. – С. 1249–1259.
3. Мондольфо Л. Р. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Мондольфо Л. Р. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
4. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы / Строганов Г. Б. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
5. Силумины. Атлас микроструктур и фактограмм промышленных сплавов: справ. изд. [А. Г. Пригунова, Н. А. Белов, Ю. Н. Таран и др.]. – М.: МИСИС, 1996. – 175 с.
6. Танцюра І. В. Формування структури поверхневих шарів алюмінієвих сплавів під дією імпульсної лазерної

обробки : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. фіз.-мат. наук: спец. 01.04.13 «Фізика металів » / І. В. Танцюра. – К., 2009. – 20 с.

7. Мітяєв О. А. Науково-технологічні основи формування структури, фізико-механічних і службових властивостей вторинних силумінів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / О. А. Мітяєв. – Запоріжжя, 2008. – 32 с.

Одержано 03.06.2015

Широкобокова Н.В. Анализ структуры и свойств силуминов при разных режимах лазерной обработки

Исследовано влияние лазерной обработки на структуру и твердость доэвтектических силуминов, определено оптимальный режим обработки, рассмотрена возможность повышения твердости оплавленного слоя за счет использования сплавов на основе вторичного сырья .

Ключевые слова: силумин, лазерная обработка, структура, свойства.

Shirokobokova N. Analysis of silumins' structure and properties with the use of different modes of laser treatment

The influence of laser treatment on the structure and hardness of hypoeutectic silumins is investigated, optimal treatment mode is determined, possibility of the fused layer's hardness increasing by using the alloys based on secondary raw materials is considered.

Key words: silumin, laser treatment, structure, properties.

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук¹, канд. техн. наук И. А. Петрик²,

канд. техн. наук В. В. Кононов¹

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

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СВАРИВАЕМОСТИ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Методом аргонодуговой сварки проведена сравнительная оценка свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов ВЖЛП12Э, ЖСЗЛС и опытного сплава ЖСЗЛС-М, с повышенными прочностными характеристиками, двумя видами присадочных материалов, сплавом-основой ЖСЗЛС-М и серийной присадкой марки ЭП367. Приведены сравнительные металлографические исследования микроструктуры сварных швов и зоны термического влияния.

Ключевые слова: литейные жаропрочные никелевые сплавы, присадочные материалы, свариваемость, сварной шов, зона термического влияния, структура, морфология фаз.

Введение

Внедрение в промышленное производство новых литейных жаропрочных никелевых сплавов для газотурбинной техники требует от материалов комплекс высоких эксплуатационных свойств: жаропрочность, коррозионную стойкость, а также хорошие технологические свойства (литейные, свариваемость и т. д.). Главным недостатком жаропрочных никелевых сплавов является ограниченная технологическая свариваемость, вызванная повышенной склонностью сварных соединений к образованию горячих трещин различного типа при аргонодуговой сварке. Хотя данный технологический процесс часто является незаменимым при устранении литейных дефектов на ответственных деталях ГТД. Технологические трудности получения качественных сварных швов, не имеющих горячих трещин, во многих случаях являются единственно возможным вариантом получения соединений из высоколегированных литейных жаропрочных никелевых сплавов [1–5].

Улучшение свариваемости жаропрочных никелевых сплавов с качественно сформированными сварными швами и отработка соответствующей технологии подчеркивается, с одной стороны, нормативными требованиями обеспечить отсутствие в швах трещин любой топографии и морфологии, а с другой стороны – отсутствием приемлемых технологических решений, позволяющих устранение литейных дефектов, в соответствии с указанной нормативной документацией. Вследствие этого в ряде ответственных изделий отраслевыми нормативами допускается наличие микротрещин определенной длины или количества пористости на единицу площади сварного шва [6–12].

Таким образом, только комплексный подход, заключающийся в единстве решения материаловедческих и тех-

нологических задач, позволяет решать задачи по устранению литейных дефектов методом аргонодуговой сварки (АДС) применительно к ответственным деталям ГТД, а также обеспечить технологические возможности их ремонтной сварки, с целью повышения надежности их работы и увеличения ресурса эксплуатации [13–21].

Постановка задачи

Целью настоящей работы являлось исследование свариваемости разработанного опытного сплава ЖСЗЛС-М в сравнении с промышленными сплавами ЖСЗЛС и ВЖЛП12Э.

Химический анализ плавов проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73 и ОСТ 1.90126-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа) в волновом диапазоне 170–800 нм. Химический состав опытных плавов исследованных сплавов приведен в таблице 1.

Химический состав плавов образцов из промышленных сплавов ВЖЛП12Э и ЖСЗЛС по содержанию легирующих элементов соответствовал нормам ОСТ 1.90126-85 и нормативно-технической документации. Состав плавов образцов из разработанного опытного сплава ЖСЗЛС-М по содержанию легирующих элементов соответствовал составу, заявленному в патенте Украины № 67814 от 12.03.2012.

Химический состав серийной присадочной проволоки марки ЭП367 соответствовал нормам ГОСТ 2246-70 (табл. 2).

Для металлографических исследований предварительно проведен ЛЮМ- контроль всех исследуемых теплов после сварки, как в литом состоянии (до термо-

Таблиця 1 – Химический состав опытных плавок исследованных сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, % (по массе)										
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	Hf	B	Ni
ЖСЗЛС-М	0,09	14,3	3,0	3,0	1,8	6,8	4,5	2,9	0,35	0,012	ост.
ВЖЛ12Э	0,15	9,5	5,5	4,4	3,1	1,6	4,8	Nb = 0,7	V = 0,7	0,015	ост.
ЖСЗЛС	0,08	16,2	2,7	2,7	3,5	3,5	4,5	–	–	0,011	ост.

Таблиця 2 – Химический состав присадочных материалов

Марка сплава	Содержание элементов, % (по массе)										
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	Hf	B	Ni
ЖСЗЛС-М	0,09	14,3	3,1	3,1	1,8	6,8	4,5	2,9	0,35	0,012	Осн.
ЭП367	≥ 0,08	14,0–16,0	–	≥ 0,2	14,0–16,0	–	–	–	–	Fe ≥ 4,0	Осн.

обработки), так и после сварки и термической обработки (ТО) с целью контроля образцов сплавов на наличие различных дефектов в сварных швах (СШ) и околошовных зонах (ОШЗ) (трещины, пористость, оксидные пленки, неспаи и т. д.). После выполнения зачистки сварных швов на образцах-темплетах были проведены сравнительные металлографические исследования микроструктуры сварных швов (СШ), околошовных зон (ОШЗ) и основного металла (ОМ) исследованных сплавов ВЖЛ12Э, ЖСЗЛС-М и ЖСЗЛС.

Исследования микроструктуры образцов проводились на нетравленных и травленных микрошлифах на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при разных увеличениях.

Микроструктуру исследовали с помощью травления поверхности шлифов реактивом Марбле (CuSO_4 – 4 г, HCl – 20 мл, вода – 20 мл) по режиму: травление 10–15 секунд, промывка водой, сушка горячим воздухом.

Для выявления эвтектики $\gamma + \gamma'$ и γ' -фазы использовался реактив CuSO_4 – 20 г, H_2SO_4 – 5 мл, остальное – H_2O , плотность тока – 500 А/м². Для выявления карбидов, использовался реактив NaF – 30 г, HCl – 100 мл, лимонная кислота – 100 г, H_2O – 1000 мл, плотность тока – 200 А/м². Для идентификации σ - и μ -фаз, а также карбидов типа Me_{23}C_6 и M_6C , имеющих сходную пластинчатую и игольчатую морфологию, проводили цветное травление с помощью реактива: красная кровяная соль – 10 г, NaOH – 10 г, H_2O – 100 мл, плотность тока 500 А/м².

Микроанализ выполнялся на шлифах, изготовленных в поперечных сечениях образцов (темплетов) исследованных сплавов ВЖЛ12Э, ЖСЗЛС-М и ЖСЗЛС. Исследуемые сечения шлифов совпадают с зонами сварного шва и фонового свечения в зонах термического влияния.

Толщина всех образцов (темплетов) в зоне разделки под сварку составляла ~ 2,0...2,5 мм. При микроанализе установлено, что в основном материале образцов

(темплетов) всех исследованных сплавов литейные дефекты не выявлены. Сварные швы имеют четкую сформированную границу с проникновением в основной материал.

Анализ результатов

Известно [2, 6–9, 14, 15], что возможность образования термических трещин в жаропрочных никелевых сплавах оценивается в зависимости от содержания алюминия (Al), титана (Ti) и количества выделившейся γ' -фазы ($V\gamma'$), которая в наибольшей степени влияет на уровень образующихся остаточных температурных напряжений.

Для сравнительной оценки свариваемости жаропрочных никелевых сплавов на рис. 1 приведена диаграмма, которая предусматривает разделение сплавов на три группы: хорошо, удовлетворительно и плохо свариваемые. Поскольку главную роль в упрочнении жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) играет γ' -фаза, содержание которой в современных сплавах превышает 50 % по массе, то это определяет сложности при их сварке плавлением, т. е. методом аргонодуговой сварки.

К первой группе можно отнести промышленный литейный свариваемый коррозионностойкий никелевый сплав ЖСЗЛС с содержанием алюминия 2,5–3,0 % при граничном условии 2,7 %, титана 2,5–3,0 % при граничном условии 3,6 %, что соответствует количеству γ' -фазы 38–40 %. Сплав не склонен к образованию термических трещин (рис. 1, зона I).

Во вторую группу входит разработанный на основе промышленного сплава ЖСЗЛС литейный свариваемый коррозионностойкий сплав ЖСЗЛС-М с повышенной жаропрочностью, в котором содержание алюминия 2,5–3,5 % при граничном условии 2,7 %, титана 2,5–3,5 % при граничном условии 3,6 %, что соответствует 42–46 % γ' -фазы, но не более 50 %. Сплав не обладает склонностью к образованию термических трещин (рис. 1, зона II).

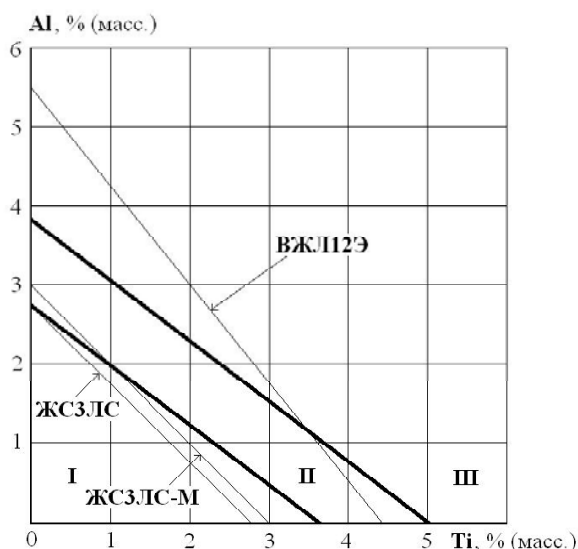


Рис. 1. Диаграмма для оценки склонности жаропрочных никелевых сплавов к образованию термических трещин (зона I-III соответственно, сплав не склонный, с умеренной склонностью, с высокой склонностью к образованию трещин)

К третьей группе относится литейный жаропрочный не коррозионностойкий никелевый сплав ВЖЛ12Э с высокой склонностью к образованию термических трещин с содержанием алюминия (5,0–5,7 %) при граничном условии 2,7 %, титана – (4,2–4,7 %), при граничном условии 3,6 %, что соответствует количеству γ' -фазы 58–62 %, что значительно превышает 50 % (рис. 1, зона III, рис. 2).

Исследование свариваемости проведено методом аргонодуговой сварки (АДС) на образцах-темплетах сплавов ВЖЛ12Э, ЖСЗЛС-М и ЖСЗЛС в литом состоянии двумя видами присадочных материалов: опытным сплавом ЖСЗЛС-М (электроды $\varnothing 1,8\text{ мм}$) и серийной присадочной проволокой марки ЭП367.

На рисунках 2–4 представлен внешний вид зоны сварного шва. При сварке образцов-темплетов сформировался плотный сварной шов, дефекты типа непровар не выявлены. При внешнем осмотре сварных темплетов сплава ВЖЛ12Э (рис. 2) в ультрафиолетовом свете в зоне сварного шва выявлены поперечные и продольные трещины, а также групповые точечные свечения пенетранта, на образцах опытного сплава ЖСЗЛС-М и промышленного ЖСЗЛС – свечения единичные (рис. 3, 4).

На рисунке 2 показано индикаторное распределение дефектов в сварном шве под лампой УФС при контроле зоны сварки образцов-темплетов промышленного сплава ВЖЛ12Э. На образце-темплете сплава ВЖЛ12Э (рис. 2, а) сварной шов сформирован серийным присадочным материалом ЭП367. Ширина сварного шва – составляет $\sim 4\ldots 6\text{ мм}$. По сварному шву выявлено две сварочные трещины. Трещины извилистые и окисленные, протяженностью $\sim 4\ldots 6\text{ мм}$.

На рисунке (рис. 2, б) представлен внешний вид сварного шва на образце- темплете сплава ВЖЛ12Э, который сформирован опытным присадочным материалом ЖСЗЛС-М. Ширина сварного шва – составляет $\sim 4\ldots 6\text{ мм}$. Видно, что на поверхности образца-темплета в зоне сварного шва наблюдается групповое точечное свечение из-за скопления пор. На образце (темплета) сплава ВЖЛ12Э поверхности в зоне сварного шва выявлены скопления пор диаметром $\sim 0,1\ldots 0,5\text{ мм}$.



а



б

Рис. 2. Внешний вид поверхности образцов-темплетов после сварки промышленного литейного жаропрочного не коррозионностойкого сплава ВЖЛ12Э: а – трещины в сварном шве (присадка ЭП367); б – групповое свечение в зоне сварки (присадка ЖСЗЛС-М)



а



б

Рис. 3. Внешний вид поверхности образцов-темплетов после сварки опытного литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС-М с повышенными механическими свойствами (на уровне промышленного сплава ВЖЛ12Э): а – единичные точечные свечения в сварном шве (присадка ЭП367); б – единичные точечные свечения в сварном шве (присадка ЖСЗЛС-М)

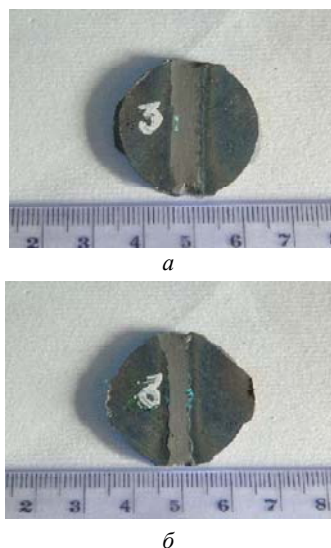


Рис. 4. Внешний вид поверхности образцов-темплетов после сварки промышленного литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС: а – единичные точечные свечения в сварном шве (присадка ЭП367); б – единичные точечные свечения по границе сварного шва (присадка ЖСЗЛС-М)

При микроанализе зоны сварки образцов-темплетов исследованного промышленного сплава ВЖЛ12Э, выявлены сварные трещины (рис. 5). Установлено, что трещины развиваются как по сварному шву, так и по границе сварного шва. Трещины имеют извилистую морфологию.

В сечении шлифа выявлены множественные трещины, имеющие выход как на поверхность образца (темплета) (рис. 5), так и внутренние трещины в металле, без выхода на поверхность (рис. 6). Все трещины извилистые и окисленные, в основном развиваются по границам зерен.

Следует отметить, что трещины образуются в образцах-темплетах сплава ВЖЛ12Э при сварке обеими видами присадочных материалов (ЭП367, ЖСЗЛС-М) как по сварному шву, так и по границе сварного шва. Протяженность трещин составляет ~ 0,1...0,5 мм и более.

В зоне границы сварного шва и в зоне термического влияния в основном материале выявлены внутренние трещины, не выходящие на наружную поверхность образца (рис. 6). Трещины извилистые и окисленные. Протяженность трещин составляет ~ 0,1...0,5 мм.

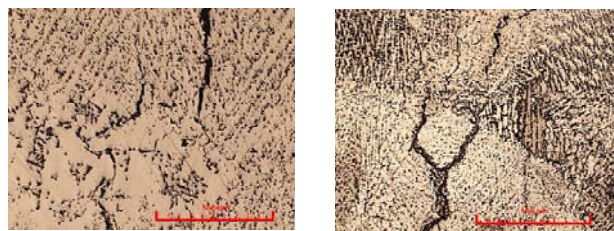


Рис. 5. Трещины, выходящие на внешнюю поверхность по границе сварного шва и зоны термического влияния в сварных образцах-темплетах сплава ВЖЛ12Э: $\times 50$

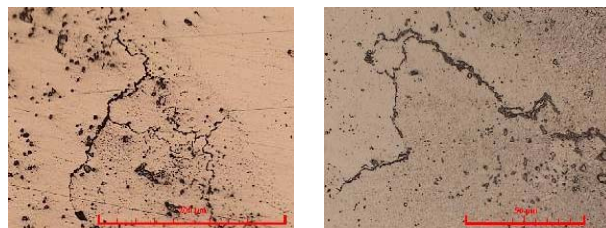


Рис. 6. Внутренние трещины по границам зерен в сварных образцах- темплетах сплава ВЖЛ12Э

Микроструктура образцов-темплетов на границе сварного шва, сформированная в сплаве ВЖЛ12Э опытной присадкой ЖСЗЛС-М (рис. 7) неоднородная, на границах зерен наблюдаются грубые эвтектические выделения. В зоне сварки в теле зерен наблюдается равномерно выделившиеся мелкие частицы упрочняющей γ' - фазы.

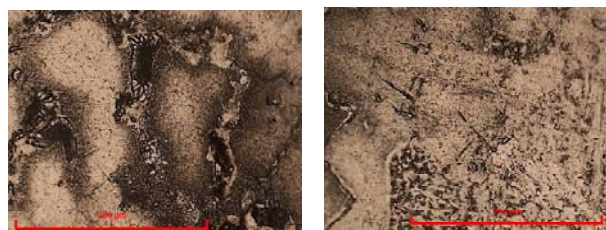


Рис. 7. Микроструктура промышленного сплава ВЖЛ12Э без ТО, сформированная в зоне сварки опытной присадкой ЖСЗЛС-М: $\times 100$

Микроструктура образцов-темплетов, сформированная в сплаве ВЖЛ12Э серийной присадкой ЭП367 (рис. 8) на границе сварного шва также неоднородная, но менее грубая. В зоне сварного шва и околшовной зоне карбиды заметно мельче, чем в основном металле. Выделившихся частиц упрочняющей γ' - фазы не наблюдается.

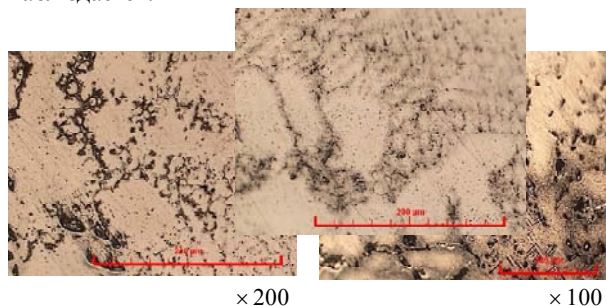


Рис. 8. Микроструктура промышленного сплава ВЖЛ12Э без ТО, сформированная в зоне сварки серийной присадкой ЭП367

При микроанализе зоны сварки образцов (темплетов) исследованного промышленного литейного свариваемого коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС, сварные трещины не выявлены, при сварке двумя видами присадочных материалов (опытным сплавом ЖСЗЛС-М; серийным марки ЭП367) (рис. 9, 10).

Микроструктура образцов-темплетов на границе сварного шва, сформированная в сплаве ЖСЗЛС опытной присадкой ЖСЗЛС-М (рис. 9) также, как и у сплава ВЖЛ12Э неоднородная, на границах зерен наблюдаются грубые эвтектические $\gamma + \gamma'$ выделения. В теле зерен также наблюдаются крупные выделения частиц упрочняющей γ' - фазы.

Микроструктура образцов-темплетов, сформированная в сплаве ЖСЗЛС серийной присадкой ЭП367 (рис. 10) на границе сварного шва достаточно грубая и неоднородная. По границам зерен наблюдаются более крупные выделения эвтектики $\gamma + \gamma'$ и карбидов. В зоне сварного шва и околошовной зоне карбиды имеют приблизительно одинаковый размер и морфологию, в сравнении с карбидами в основном металле. В зоне сварки, в теле зерен не наблюдается выделений частиц упрочняющей γ' - фазы.

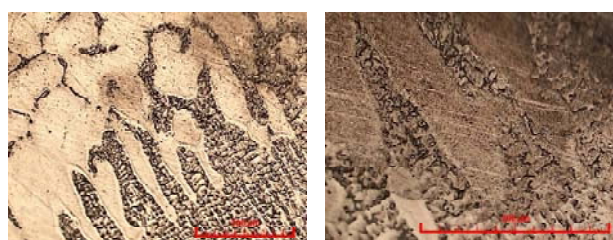


Рис. 9. Микроструктура промышленного сплава ЖСЗЛС без ТО, сформированная в зоне сварки опытной присадкой ЖСЗЛС-М: $\times 200$: *а* – микроструктура в зоне сварного шва; *б* – микроструктура на границе сварного шва

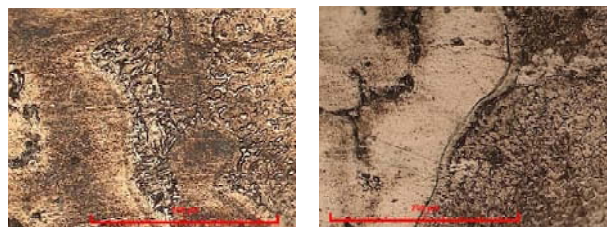


Рис. 10. Микроструктура промышленного сплава ЖСЗЛС в зоне сварки, сформированная серийной присадкой ЭП367 (без ТО): $\times 200$: *а* – микроструктура в зоне сварного шва; *б* – микроструктура на границе сварного шва

При микроанализе зоны сварки образцов-темплетов исследованного опытного сплава ЖСЗЛС-М, сварные трещины не выявлены при сварке двумя видами присадочных материалов (опытным-ЖСЗЛС-М; серийным-ЭП367) (рис. 11, 12).

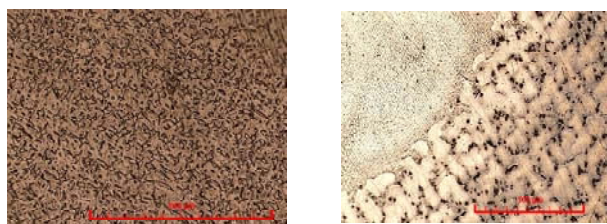


Рис. 11. Микроструктура опытного сплава ЖСЗЛС-М без ТО, сформированная в зоне сварки опытной присадкой ЖСЗЛС-М: $\times 200$: *а* – структура в зоне сварного шва; *б* – структура на границе сварного шва

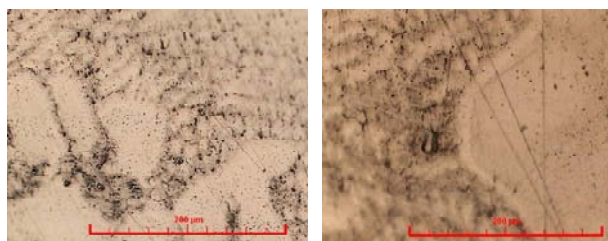


Рис. 12. Микроструктура опытного сплава ЖСЗЛС-М без ТО, сформированная в зоне сварки серийной присадкой ЭП367: $\times 200$: *а* – структура в зоне сварного шва; *б* – структура на границе сварного шва

Микроструктура образцов-темплетов в зоне сварного шва, сформированная в опытном сплаве ЖСЗЛС-М опытной присадкой ЖСЗЛС-М (рис. 11, *а*) мелко дендритная и однородная с равномерным выделением γ' - фазы и карбидной фазы. На границе сварного шва микроструктура имеет заметный переход – наблюдается достаточно однородная, но более крупная дендритная структура, в междендритных пространствах располагаются карбидные частицы сферической морфологии, грубые эвтектические выделения не наблюдаются. В зоне сварного шва и околошовной зоне карбиды заметно мельче, чем в основном металле, при этом карбиды выделяются равномерно. В зоне сварного шва наблюдаются равномерно выделившиеся мелкодисперсные частицы γ' - фазы (рис. 11, *б*).

Микроструктура образцов-темплетов опытного сплава ЖСЗЛС-М в зоне сварного шва и на границе сварного шва, сформированная серийной присадкой ЭП367, имеет также ярко выраженную границу перехода (рис. 12). Микроструктура в зоне сварного шва (рис. 12, *а*) мелко дендритная и достаточно однородная, наблюдается незначительное выделение частиц γ' - фазы и карбидов.

На границе сварного шва микроструктура однородная, но более крупно дендритная структура, грубые выделения эвтектического происхождения не наблюдаются. В зоне сварного шва и околошовной зоне карбиды несколько мельче, чем в основном металле, при этом карбиды выделяются достаточно равномерно. В зоне сварного шва выделившихся мелкодисперсных частиц γ' - фазы не наблюдаются (рис. 12, *б*).

Выводы

1. Сварка методом АДС образцов-темплетов промышленного сплава ВЖЛ12Э двумя видами присадочных материалов: опытным составом ЖСЗЛС-М и серийной присадочной проволокой ЭП367 показала, что сплав несвариваемый, в обоих случаях в зоне сварного шва выявлены внешние и внутренние трещины, а также групповые поры, выходящих на поверхность.

2. Сварка образцов-темплетов опытного сплава ЖСЗЛС-М и промышленного сплава ЖСЗЛС двумя видами присадочных материалов показала, что сплавы обладают одинаковым уровнем свариваемости, в обо-

их случаях в зоне сварки не выявлено трещин и дефектов типа групповых пор. На поверхности наблюдаются единичные поры.

3. Сравнительные исследования свариваемости сплавов показало, что худшей свариваемостью обладает промышленный литейный жаропрочный не коррозионно-стойкий сплав ВЖЛ12Э. Свариваемость опытного сплава ЖСЗЛС-М, находится на уровне промышленного литейного свариваемого коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС. При этом прочностные характеристики опытного литейного свариваемого коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС-М существенно выше, чем у сплава ЖСЗЛС и находятся на уровне сплава ВЖЛ12Э.

Список литературы

1. Шоршоров М. Х. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов / М. Х. Шоршоров, А. А. Ерохин, Т. А. Чернышова. – М. : Машиностроение, 1973. – 224 с.
2. Сорокин Л. И. Свариваемость жаропрочных сплавов, применяемых в авиационных газотурбинных двигателях // Сварочное производство. – 1997. – №4. – С. 4–11.
3. Сорокин Л. И. Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений / Л. И. Сорокин, В. И. Тупикин // Автоматическая сварка. – 1985. – № 5. – С. 23–25.
4. Сорокин Л. И. Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов : (обзор). Ч. 2 / Сорокин Л. И. // Сварочное производство. – 2004. – №10. – С. 8–17.
5. Сорокин Л. И. Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов в состаренном состоянии / Сорокин Л. И. // Автоматическая сварка. – 1983. – № 7. – С. 12–16.
6. Сорокин Л. И. Сравнительная оценка влияния титана и алюминия на свойства жаропрочного металла, наплавленного аргонодуговым способом / Л. И. Сорокин // Сварочное производство. – 1982. – №4. – С. 22–25.
7. Особенности технологии сварки трением соединений из сплавов ВКНА–25 и ЭП975 / В. И. Лукин, В. Г. Ковальчук, М. Л. Саморуков [и др.] // Сварочное производство. – 2010. – №10. – С. 28–33.
8. Исследование свариваемости литых жаропрочных никелевых сплавов с 6 % алюминия / К.А. Ющенко, Н.И. Пинчук, А.А. Наконечный [и др.] // Автоматическая сварка. – 1985. – № 10. – С. 18–23.
9. Стойкость сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа Хастеллой Н против образования горячих трещин / К. А. Ющенко, В. Н. Липодаев, М. В. Бельчук [и др.] // Автоматическая сварка. – 1986. – № 9. – С. 10–12.
10. Зависимость свариваемости сплавов ЭП693 и ЭП99 от свойств шихтовых материалов, применяемых при их выплавке / [Л. И. Сорокин, В. И. Тупикин, А. М. Ирнин, Н. Я. Зорин] // Автоматическая сварка. – 1984. – № 4. – С. 53–54.
11. Сорокин Л. И. Сравнительная оценка присадочных проволок при аргоно–дуговой сварке жаропрочных сплавов / Л. И. Сорокин, Ю. С. Багдасаров, В. И. Тупикин // Сварочное производство. – 1993. – №10. – С. 31–33.
12. Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин / [К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Л. В. Червякова и др.] // Автоматическая сварка. – 2005. – № 6. – С. 3–6.
13. Сливинский А. А. Структура и свойства сварных соединений жаропрочного сплава на основе никеля / А. А. Сливинский, П. Файт // Автоматическая сварка. – 2003. – №5. – С. 7–13.
14. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Автоматическая сварка. – 2004. – № 8. – С. 35–40.
15. Влияние технологических приемов на стойкость сварных соединений никелевых сплавов против образования трещин при термической обработке / Ю. С. Багдасаров, Л. И. Сорокин, Б. Ф. Якушин, С. Ф. Моряшев // Сварочное производство. – 1983. – № 4. – С. 23–26.
16. Сорокин Л. И. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов: (Обзор). Часть 1 / Л. И. Сорокин // Сварочное производство. – 2003. – № 4. – С. 35–40.
17. Сорокин Л. И. Присадочные материалы для сварки жаропрочных никелевых сплавов: (Обзор). Часть 2 / Л. И. Сорокин // Сварочное производство. – 2003. – № 5. – С. 28–31.
18. Сорокин Л. И. Аргонодуговая наплавка бандажных полок рабочих лопаток из высокожаропрочных никелевых сплавов / Л. И. Сорокин // Сварочное производство. – 2004. – №7. – С. 36–39.
19. Сорокин Л. И. Влияние содержания в присадочном материале лантана, церия и рения на свойства жаропрочного металла, наплавленного аргоно–дуговым способом // Сварочное производство. – 1977. – № 10. – С. 9–11.
20. Сорокин Л. И. Заварка трещин с окисленной поверхностью на жаропрочных никелевых сплавах : (обзор) / Л. И. Сорокин // Сварочное производство. – 2004. – № 12. – С. 30–31.
21. Багдасаров Ю. С. Влияние микрохимической неоднородности на околосшовное растрескивание сварных соединений никелевых сплавов при дисперсионном твердении / Ю. С. Багдасаров, Б. Ф. Якушин // Сварочное производство. – 1991. – № 8. – С. 37–40.

Одержано 03.06.2015

Гайдук С.В., Петрик І.А., Кононов В.В. Порівняльні дослідження зварюваності ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Методом аргонодугової зварки проведена порівняльна оцінка зварюваності ливарних жароміцних нікелевих сплавів ВЖЛІ2Е, ЖСЗЛС і дослідного сплаву ЖСЗЛС-М, з підвищеними характеристиками міцності, двома видами присадних матеріалів, сплавом-основою ЖСЗЛС-М і серійною присадкою марки ЕП367. Приведені порівняльні металографічні дослідження мікроструктури зварних швів і зони термічного впливу.

Ключові слова: ливарні жароміцні нікелеві сплави, присадні матеріали, зварюваність, зварний шов, зона термічного впливу, структура, морфологія фаз.

Gayduk S., Petrik I., Kononov V. Comparative investigation of high-temperature nickel-base cast alloys weldability

By means of argon-arc welding and two kinds of additions, base ЖСЗЛС-М and commercial ЭП367, there has been estimated weldability of high-temperature nickel-base alloys ВЖЛІ2Э, ЖСЗЛС and experimental alloy ЖСЗЛС-М with improved strength properties. Microstructures of welded joints and temperature influenced zones are represented.

Key words: high-temperature nickel-base cast alloys, additions, weldability, welded joint, temperature influenced zone, structure, phase morphology.

УДК 669.2:669.054

Канд. техн. наук Г. А. Колобов¹, канд. техн. наук В. В. Павлов², А. В. Карпенко¹,
А. Г. Колобова³

¹Запорожская государственная инженерная академия, ²Запорожский опытно-промышленный завод
Института титана, ³ООО «Запорожский титано-магниевый комбинат»; г. Запорожье

РАФИНИРОВАНИЕ ТУГОПЛАВКИХ РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ IV ГРУППЫ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ЭЛЕМЕНТОВ

Рассмотрены и проанализированы, с указанием оптимальных технологических параметров, способы рафинирования титана, циркония и гафния, относящихся к группе тугоплавких редких металлов.

Ключевые слова: титан, цирконий, гафний, электролитическое рафинирование, йодидное рафинирование, зонная плавка, электронно-лучевая плавка, электроперенос.

Введение

Тугоплавкие редкие металлы титан, цирконий и гафний, входящие в IV группу Периодической системы, находят применение в таких важных, наукоемких отраслях промышленности, как самолето- и ракетостроение, атомная энергетика, химическое машиностроение, производство сверхпроводящих материалов, постоянных магнитов, распыляемых мишеней. В результате переработки минерального сырья получают титан, цирконий и гафний технической чистоты, содержащие значительное количество примесей, что снижает уровень их потребительских свойств. Применение же этих металлов в вышеуказанных целях требует их высокой чистоты, поэтому рафинирование является обязательной операцией в технологических схемах получения титана, циркония и гафния.

Технологии рафинирования

Титан. Титан технической чистоты, получаемый переплавом губчатого титана марок ТГ90 – ТГ130 в вакуумных дуговых печах, является основой большинства титановых сплавов общего назначения. Для повышения чистоты нелегированного титана по газовым примесям (кислороду, азоту, водороду) используют т.н. рафинирующие переплавы, из которых наиболее перспективным является электронно-лучевая плавка. В меньшей степени к рафинирующим переплавам можно отнести плазменно-дуговую плавку и электрошлаковый переплав.

Электролитическое рафинирование используется для переработки как некондиционной титановой губки (марка ТГ-Гв), так и вторичного титанового сырья (лом и отходы титана и его сплавов).

Для получения высокочистого титана, используемого для специальных целей, применяют технологию йодидного рафинирования, которая нашла наиболее широкое применение для тугоплавких редких металлов

IV группы (титана, циркония, гафния). В результате йодидного рафинирования происходит глубокая очистка этих металлов от многих примесей и, что самое важное, от кислорода. Наиболее чистый титан получают методом зонной плавки.

Эти и некоторые другие технологии рафинирования титана подробно представлены в обзоре [1], который написан с привлечением большого количества оригинальных работ.

Цирконий. Даже очень малые содержания примесей в цирконии могут повлечь за собой изменение механических и коррозионных свойств циркониевых сплавов, и, как следствие, изменение режимов их деформационной и термической обработки [2, 3].

Основная область применения металлического циркония – атомная энергетика, где он используется (благодаря малому сечению захвата тепловых нейтронов) как конструкционный материал для изготовления различных элементов ядерных реакторов. В связи с этим главным требованием, предъявляемым к цирконию, является его чистота по содержанию примесей, особенно гафния (не более 0,05 масс. %). Ограничение по содержанию гафния необходимо потому, что поперечное сечение поглощения тепловых нейтронов у гафния (105 барн) почти в 600 раз больше, чем у циркония. При соблюдении этих требований, говоря о чистоте циркония, пользуются термином «ядерно чистый». Разделение циркония и гафния осуществляют на гидрометаллургических стадиях производства циркония. Наиболее часто применяют три метода: метилизобутилкетонный процесс, экстракционную дистилляцию и дробную кристаллизацию солей циркония и гафния [4].

Способ разделения циркония и гафния на стадии очистки ZrF_4 от содержащегося в нем HfF_4 [5] включает сублимацию при нагреве исходного ZrF_4 и десублимацию образующихся паров. Пары фторидов перед де-

сублимацией пропускают над или через слой ZrO_2 , содержащего $< 0,03$ масс. % гафния. При пропускании паров через слой диоксида циркония высота слоя составляет 140...150 мм, а при пропускании их над слоем ZrO_2 длина слоя составляет 1950...2100 мм. Предлагаемый способ позволяет проводить процесс очистки за одну ступень в одном аппарате, а процесс является безотходным, так как образующийся диоксид гафния является промежуточным продуктом для получения металлического гафния.

В мировой практике цирконий технической чистоты в виде губки получают методами магниетермии (процесс Кролля) и кальциетермии. В первом случае восстанавливают магнием тетрахлорид циркония ($ZrCl_4$), во втором – восстанавливают кальцием тетрафторид циркония (ZrF_4).

Содержание основных примесей в циркониевой губке технической чистоты (99,0...99,8 % Zr) составляет, масс. %: O ($5 \cdot 10^{-2}$), C $\sim 5 \cdot 10^{-2}$, N ($1 \cdot 10^{-3}$), Hf, Fe, Ni, Si $\sim 10^{-3}$ каждого, Al, Cr, Cu, Ti, Co $\sim 10^{-3}$ каждого. Как материал для последующего рафинирования, магниетермическая и кальциетермическая циркониевая губка имеют свои преимущества и недостатки.

Магниетермическая циркониевая губка содержит примеси хлорида магния и металлического магния. Их концентрации можно уменьшить дегазацией в вакууме или вакуумной дистилляцией реакционной массы. Последующим йодидным рафинированием губки может быть получен цирконий высокой чистоты.

Эффективным методом очистки от ряда примесей магние- и кальциетермической циркониевой губки является электронно-лучевая плавка (ЭЛП) [6–9]. В результате плавки значительно снижается содержание в губке алюминия, железа, кремния, магния, марганца, меди и титана. Величина микротвердости и твердости образцов циркония после ЭЛП подобна значениям для йодидного циркония. В работе [7] делается вывод о том, что этот метод рафинирования позволяет получать из магниетермической циркониевой губки цирконий реакторной чистоты.

В работе [6] в качестве исходного материала для получения высокочистого циркония электронно-лучевой плавкой использовали йодидный цирконий и металл, полученный методом кальциетермического восстановления ZrF_4 (КТЦ). Для КТЦ, как и для магниетермической губки, ЭЛП оказалась эффективным рафинирующим процессом.

Технология получения циркония из кальциетермической губки предложена в работе [10]. Полученную восстановлением из ZrF_4 кальцием в атмосфере чистого аргона губку подвергали электронно-лучевой плавке с получением слитков, содержание металлических примесей в которых составляло 10^{-2} ... 10^{-4} %, а кислорода – до 0,1 %. Кальциетермический цирконий имеет очень низкое содержание гафния ($\sim 10^{-3}$ %), что важно при использовании его в горячей зоне реактора в качестве оболочек ТВЭЛ.

Электролитическое и йодидное рафинирование. Одним из основных методов доведения циркония технической чистоты до высокочистого состояния является электролитическое рафинирование в расплавленных солях, которое применяется для очистки от примесей как циркониевой губки, так и отходов циркониевых сплавов.

Электролитическим рафинированием можно получать порошки необходимой дисперсности и высокой степени чистоты, как по металлическим, так и по газовым примесям. Процессом можно эффективно управлять, выбирая состав электролита, изменяя значения катодной и анодной плотностей тока и температуры, а также при помощи комплексообразования. Процесс реализуется в герметичной аппаратуре в атмосфере инертного газа, что, с одной стороны, способствует глубокой очистке металла, и, с другой стороны, делает его экологически безвредным [11].

Для рафинирования циркония ранее [12] применяли два типа электролитов: хлоридные ($NaCl - ZrCl_4$ или $KCl - NaCl - ZrCl_4$, содержащие 3...4 % циркония) или хлоридно-фторидные ($KCl - NaCl - K_2ZrF_6$, содержащие 1...3 % циркония). В соответствии с рядом напряжений разложения хлоридов циркония и гафния при электролизе с растворимым циркониевым анодом более электроположительные, по сравнению с цирконием, примеси (Ti, Al, Mn, Fe) должны переходить в анодный шлам, а более отрицательные (Mg, Hf и др.) накапливаться в электролите. Однако хлоридные электролиты оказались весьма неустойчивыми. При использовании хлоридно-фторидного электролита достигнута следующая степень очистки циркония от примесей (растворимый анод из сплава циркаллой – 2), масс. %: Fe – с 0,27 до 0,001; Sn – с 1,36 до 0,001; Hf – с 0,01 до 0,005; Si – с 0,02 до 0,01. Возможно рафинирование циркония в электролитах на основе хлорида цезия следующих составов, масс. %: 17,1 Cs_2ZrCl_6 - 82,9 $CsCl$ и 6 $ZrCl_4$ - 89 $CsCl$ - 5 KF. Катодный осадок в этом случае был представлен дендритными и сфероидальными частицами, а рафинированный металл по качеству превосходил губчатый цирконий.

В работе [13] приведены несколько примеров электролитического рафинирования циркония. Рафинирование в электролите на основе NaCl, содержащем хлориды циркония, проводили при температуре 850 °C, анодной плотности тока 0,00001 А/см² (считая на поверхность всех частиц растворимого анода) и катодной плотности тока 0,22 А/см². В этих условиях содержание примесей в катодном металле снизилось, в %: Fe – с 0,3 до 0,002; O₂ – с 0,15 до 0,005; Sn – с 1,0 до 0,0001. Твердость литого циркония составила 72 единицы по Виккерсу.

Электролитическое рафинирование циркония в электролите, полученном выдержкой в «бомбе» при 850 °C в течение 48 ч смеси NaCl, Zr и $ZrCl_4$, при анодной плотности тока 0,0011 А/см² и катодной 0,55 А/см² позволило снизить содержание основных примесей, %: O₂ –

с 1,2 до 0,02; N_2 – с 0,2 до 0,001; Fe – с 3,0 до 0,001; Hf – с 2,8 до 0,004.

В другом исследовании использовали следующие состав электролита, % (мол.): NaCl – 30, KCl – 20, $MgCl_2$ – 50 и $ZrCl_2$ – 10 (по отношению к сумме других хлоридов) и условия: температура 600 °C, атмосфера аргона, катодная плотность тока 1 А/см² (катод из нержавеющей стали). Содержание примесей в исходном металле / катодном продукте составило, %: Fe 0,725/0,01; Si 0,025/0,02; Cl_2 0,095/0,03; Mg 0,20/0,007; Mn 0,10/0,003; H_2 0,005/0,003; N_2 0,03/0,005; O_2 0,03/0,02. Твердость литого металла по Бринеллю составила 102 кг/мм².

В работе [14] электролитическое рафинирование некондиционного циркония проводили в расплаве NaCl – K_2ZrF_6 , содержащем 10 % ионов Zr^{4+} . Температура электролита 850 °C, катодная плотность тока 25,8 А/дм². Выход по току составил 72 %, извлечение – 63 %. Содержание примесей в катодном осадке было на уровне, млн⁻¹: O_2 1080; N_2 < 10; C 48; Sn < 110; Fe 50; Cr 15; Ni 15, твердость 135 кг/мм². В другой работе [15] рекомендуются следующие оптимальные условия электролитического рафинирования циркония: электролит K_2ZrF_6 : NaCl = 3:7, температура 800 °C, катодная плотность тока 1 А/см². Выход по току при этом составил 84 %. Получен цирконий 99 % -й чистоты, содержание в котором железа, никеля, хрома, марганца снизилось (в % · 10⁻⁶) с 2700, 540, 350, 400 до < 30, 10, 18, 100, соответственно.

Йодидное рафинирование тугоплавких редких металлов в промышленных масштабах освоено на ОАО «Чепецкий механический завод» (Российская Федерация). Способ управления процессом йодидного рафинирования циркония и система для его осуществления заявлены в патенте [16]. Вольт-амперная характеристика проведения процесса рассчитывается исходя из постоянства температуры на нити с учетом возрастающей во время осаждения металла мощности излучения от нагретого и увеличивающегося в диаметре прутка. На базе печи СКБ – 5025 и аппарата Ц-40М разработан и введен в эксплуатацию опытный стенд для отработки методов оптимального управления процессом йодидного рафинирования циркония, что позволило впервые провести процессы в печи и аппарате полностью в автоматическом режиме [17]. В результате сьем йодидного циркония с аппарата превысил ранее достигнутые показатели на 10 %.

Для получения циркония и гафния высокой чистоты методом йодидного рафинирования в патенте [18] в качестве исходного материала предлагается использовать эти металлы, полученные путем внепечного кальциотермического восстановления их тетрафторидов в присутствии веществ, содержащих никель (металлический никель, оксид или фторид никеля). Продуктом кальциотермического восстановления в этом случае является губка, представляющая собой сплав циркония или гафния с никелем (4...10 масс. % Ni). На втором этапе очистки губка подвергается йодидному рафинированию, сущность которого заключается в разложении тет-

райодида циркония (ZrI_4) или гафния (HfI_4) на вольфрамовой нити, нагретой до температуры 1300 °C. Поскольку никель, по сравнению с другими металлами, снижающими температуру плавления циркония и гафния, при йодировании переносится на нить в наименьшей степени, содержание его в прутках йодидного циркония и гафния не превышает 0,025 и 0,06 масс. %, соответственно. Дополнительная очистка циркония и гафния от примесей происходит в процессе вакуумного переплава йодидных прутков, который проводят в интервале остаточных давлений $1,33 \cdot 10^{-1} \dots 1,33 \cdot 10^{-4}$ Па с использованием вакуумно-дуговых и электронно-лучевых печей.

Цирконий чистотой 99,99 %, содержащий (в млн⁻¹): Al < 20; Nb < 50; O_2 < 50; Ta < 50; C < 30; Fe 123; Hf 47, был получен термическим разложением $ZrCl_4$ с последующей электронно-лучевой плавкой и выращиванием монокристалла.

Электронно-лучевая и плазменная плавки. Электронно-лучевые установки занимают значительное место в производственном цикле выпуска циркониевой продукции [19].

Способ рафинирования металлов и сплавов по патенту [20] включает многократный электронно-лучевой переплав расходуемой заготовки в кристаллизатор с проведением по меньшей мере одного из переплавов, за исключением последнего, последовательным наплавлением порций металла с последующей выдержкой порции расплава в кристаллизаторе после ее наплавления под воздействием электронного луча в сочетании с электромагнитным перемешиванием. Перед сплавлением очередной порции расходуемой заготовки в кристаллизатор производят оплавление части ее боковой поверхности электронным лучом. Способ обеспечивает получение высококачественных слитков из тугоплавких редких металлов, применяемых в ядерной энергетике.

Переплав кусковых отходов и стружки (после прессования последней в брикеты или таблетки) в электронно-лучевой установке позволяет не только получить компактный расходуемый электрод для дальнейшей вакуумной дуговой плавки (ВДП), но и обеспечить при этом рафинирование отходов от газовых и легколетучих металлических примесей (Fe, Ni, Si, Al, Cr).

Переработка циркониевых отходов в аргоно-водородной плазме может рассматриваться как рафинирующая плавка [21]. При переплаве скрапа сплава цирконий (система Zr-Sn-Fe-Cr-Ni) водородно-дуговой плазмой в медном тигле при пониженном (9,3 кПа) давлении газовой смеси и содержании в ней водорода 50 % был получен цирконий чистотой 99,9 %. По сравнению с ЭЛП, рафинирование циркония в аргоно-водородной плазме при пониженном давлении более эффективно. Результаты анализа металла методом атомно-эмиссионной спектроскопии показали следующее содержание примесей, млн⁻¹ (исходный металл / аргоно-водородная плазма / ЭЛП): Sn 14200/93/1800; Fe 1700/5/112; Cr 1000/5/20; Ni 600/5/180.

В патенте [22] предложен способ рафинирования сплава циркаллой путем его переплавки в присутствии флюса, содержащего соединение $3MF \cdot AlF_3$, где М – металл из группы К, Na, Li или смесь этих металлов. К соединениям типа $3MF \cdot AlF_3$ может быть добавлен CaF_2 . К флюсу добавляли железо, никель или их смесь для снижения его температуры плавления. Плавку вели в водоохлаждаемом кристаллизаторе, окруженном индукционной катушкой. Образующийся слиток непрерывно вытягивали через нижний открытый конец кристаллизатора.

Зонная плавка и электроперенос. Наиболее чистый цирконий получают методами зонной плавки и электропереноса. Из всех тугоплавких редких металлов цирконий имеет наименьшее давление насыщенного пара при температуре плавления, что позволяет подвергать его многократной зонной перекристаллизации в вакууме без заметного его испарения. Возможно, по этой причине для глубокой очистки циркония чаще всего применяют метод зонной плавки. Так, цирконий с $R_{отн}$ ($R_{293\text{ К}} / R_{4,2\text{ К}}$) = 250 и значением микротвердости 590 МПа в работе [6] был получен после проведения шести проходов зоны со скоростью перемещения зоны 1,2 см/ч в вакууме $6 \cdot 10^{-6}$ Па. Содержание кислорода, азота и углерода составляло $2,0 \cdot 10^{-3}$; $1,7 \cdot 10^{-3}$ и $9,0 \cdot 10^{-3}$ масс. %, соответственно, содержание металлических примесей не превышало 10^{-5} масс. %.

Сочетание повторного йодидного рафинирования образца после зонной плавки и его заключительная зонная плавка позволили получить высокочистый цирконий с $R_{отн} = 465$. В НИИ ХФТИ сочетанием электронно-лучевой вакуумной плавки, зонной перекристаллизации и йодидного рафинирования был получен цирконий с $R_{отн} = 470$.

Более ранние исследования по зонному рафинированию циркония освещены в работе [23]. В ней указывается, что при первых проходах зоны рафинирование циркония происходит, главным образом, путем испарения легколетучих металлических примесей (Fe, Ni, Al, Si, Ti, Cr и др.), удаления водорода и части кислорода, азота и углерода. После этого в цирконии основными примесями остаются углерод, кислород и гафний. Последние проходы зоны могут вызвать перераспределение примесей (в основном, кислорода) по длине образца, поскольку для кислорода и, по-видимому, азота и углерода коэффициент распределения $K > 1$. Делается вывод о том, что эффективность очистки циркония от примесей внедрения при зонной плавке невелика. Вследствие высокой химической активности металла остаточное давление газов $10^{-4} \dots 10^{-5}$ Па не обеспечивает удаления этих примесей, а незначительные отличия значений эффективных коэффициентов распределения от единицы затрудняют их разделение за счет зонного эффекта.

Рафинирование циркония методом электропереноса заключается в длительной выдержке металлического прутка при высокой температуре и пропускании

через него постоянного тока. В ранее упомянутой работе [23] по электропереносу кислорода, азота и углерода в цирконии было установлено, что углерод при электропереносе практически не перераспределяется, наиболее эффективная очистка наблюдается от кислорода, слабее от азота. С повышением температуры степень очистки от кислорода резко возрастает. Установлено также, что металлические примеси в цирконии обладают положительным, а углерод, кислород и азот – отрицательными эффективными зарядами. Таким образом, электроперенос является перспективным методом очистки циркония от ряда примесей, в частности от кислорода, при использовании сверхвысокого вакуума.

В работе [24] для получения образцов циркония особо высокой чистоты в качестве исходного материала использовали цирконий в прутках диаметром 160 мм, предварительно отрафинированный зонной плавкой. В качестве токоподводов – держателей прутков в одном случае использовали цирконий, в другом – тантал. В первом опыте температура прутка была 1725...1875 К и продолжительность выдержки 100...720 ч, во втором – 1850...1900 К и 1000...2000 ч, соответственно. Остаточное давление в рабочей камере в обоих опытах составляло $< 1 \cdot 10^{-8}$ Па. Чистоту металла определяли по величине $R_{отн}$ для различных участков прутка. В первом опыте максимальное $R_{отн}$ (~270) наблюдалось у катодного токоподвода, минимальное (~140) – у анодного. Во втором опыте максимальное $R_{отн}$ (~650) было установлено в середине прутка, а кривая для значений $R_{отн}$ имела вид параболы с вершиной, обращенной вверх. Дана рекомендация о необходимости изготовления катодного токоподвода из тантала, а анодного из циркония.

Самая глубокая очистка циркония может быть достигнута только применением комплекса химических и физических методов. В частности, на предварительных стадиях очистки циркония необходимо максимально полное удаление из него гафния, углерода и кислорода. Если удаление легколетучих металлических примесей может быть достигнуто зонной плавкой, то для глубокого рафинирования циркония от примесей внедрения необходимо сочетание зонной плавки с электропереносом в условиях сверхвысокого вакуума при максимально возможных температурах.

Гафний. Промышленное получение металлического гафния основано на методах металлотермического восстановления его химических соединений или прямого электролиза в хлоридно-фторидных расплавах, в качестве расходного компонента которых используется четыреххлористый гафний. Металл, полученный этими методами, содержит значительное количество примесей внедрения, а также все металлические примеси, содержащиеся в исходном гафниевом сырье. Дальнейшее использование такого металла возможно только после рафинирования, которое осуществляется либо индивидуальными процессами электролиза с растворимым анодом в расплавленных солях, йодидного

рафинирования, электронно-лучевой плавки, либо комплексной технологией, включающей перечисленные процессы в том или ином сочетании в зависимости от поставленной конечной цели по чистоте металла [2].

Для электролитического рафинирования гафния в ранее упомянутых работах [12, 13] было предложено несколько составов электролитов. В исследованиях «Bureau of Mines Electrometallurgical Experimental Station» (США) в качестве материала для чернового анода использовали мелкие фракции гафниевой губки, полученной по методу Кролля и содержащей, %: 0,005 Fe; 0,125 Mg; 0,01 Si; 0,056 Mn; 0,175 O₂. Катодный осадок, полученный при начальной катодной плотности тока 19 А/дм² в электролите на основе бинарной системы 95 % NaCl + 5 % KCl при напряжении на ванне 0,28 В и выходе по току 85,5 %, имел следующее содержание примесей, масс. %: 0,005 Na; 0,001 Fe; 0,001 Si; 0,009 Mg; 0,001 V; 0,001 Cr; 0,015 Mn; 0,034 Cu; 0,039 O₂.

В работе [13] приведено несколько примеров. В электролите, содержащем 90 % NaCl и 10 % KCl с добавкой 7 % гафния в виде HfCl₄, при температуре 850 °С, напряжении на ванне 0,2...0,3 В и катодной плотности тока 0,09...0,12 А/см² из гафниевой губки был получен металл с твердостью 139...163 кг/мм². Выход по току составил 70...90 %.

В электролите, содержащем, %: 45 LiCl, 55 KCl и 3 % гафния в виде HfCl₄, при температуре 700...750 °С, напряжении на ванне 0,2...0,5 В и катодной плотности тока 0,03...0,007 А/см² при выходе по току 76...97 % был получен металл, имеющий твердость НВ 132...152 кг/мм².

Гафний с твердостью НВ 136...158 кг/мм² при выходе по току 66...90 % был получен в следующих условиях: электролит 55 % NaCl + 45 % KCl + 9 % Hf в виде HfCl₄, температура 830 °С, напряжение на ванне 0,5...0,7 В, катодная плотность тока 0,4 А/см².

Комплексное исследование процесса электролитического рафинирования гафния в расплаве хлоридов натрия и калия, содержащем тетрагидрид гафния, проведено в институте ГИРЕДМЕТ [25]. Конструкция электролизера позволяла использовать в качестве растворимого анода черновой металл или металлические отходы в виде штабиков из прессованных порошков или стружки, жести, обрезки, прутков, слитков, кусков с различным содержанием примесных элементов. В данной работе в качестве анодного материала использовали кальциетермический гафний, переплавленный в дуговой печи с нерасходуемым электродом. Электролит на основе эквимольной смеси KCl – NaCl содержал 6...10 % гафния в виде HfCl₄. В оптимальных условиях (температура 720...900 °С, плотность тока: катодная 0,5...0,9 А/см², анодная 0,01...0,1 А/см²) выход по току составил 77...98,5 %. Рафинированный металл имел достаточно высокую чистоту по всем примесям, кроме кислорода, а твердость слитков, полученных ЭЛП такого металла, составила 102...105 кг/мм². Слитки были прокатаны без промежуточного отжига в ленту толщиной 1 мм со степенью деформации 90 %.

В работе [26] электролитическое рафинирование гафния проводили в расплавленном электролите на основе эквимольной смеси NaCl – KCl с содержанием в ней 20 % K₂HfF₆ при температуре 750 °С с использованием катода из нержавеющей стали. Катодная плотность тока составляла 1,2 А/см² при использовании в качестве анодного материала губчатого гафния и 0,5 А/см² при использовании порошка. Крупность катодного металла находилась в диапазоне 80...150 мкм. Содержание примесей в катодном металле электролитическим рафинированием губчатого и порошкового гафния удалось снизить до 0,07 %.

Технология и аппаратура для йодидного рафинирования гафния постоянно совершенствуются. Обычно аппарат для йодидного рафинирования гафния содержит закрытую герметизирующей крышкой термостатируемую реторту с периферийной зоной для засыпки исходного сырья, проволоку изогнутой формы из тугоплавкого металла, систему вакуумирования и средство для подачи йода в реторту. Периферийная зона для засыпки исходного сырья выполняется в виде установленных по периметру реторты друг над другом металлических полок. Проволока из тугоплавкого металла состоит из четырех петель, каждая из которых подвешена через переходник к двум токоподводам, соединенным попарно.

В способе по патенту [27] создаются условия для увеличения конечного диаметра прутка йодидного гафния более 17...25 мм, что позволяет снизить содержание примесного металла нити нагревателя (молибдена, циркония, ниобия) в йодидном гафнии до норм, соответствующих марке ГФИ-1. Взаимодействие йода с черновым гафнием проводится при температуре 250...350 °С, а осаждение гафния на нити нагревателя – при температуре 1200...1600 °С. Усовершенствованная конструкция аппарата для йодидного рафинирования гафния по патенту [28] позволяет повысить выход годного металла и снизить его себестоимость.

Подготовка оборотного сырья к процессу йодидного рафинирования гафния в металлических аппаратах полочного типа рассмотрена в работе [29]. Процесс подготовки включал операции отжига сырья в вакууме, травления смесью азотной и плавиковой кислот, ультразвуковой обработки с моющим средством, прессования и спекания таблеток. Проведенное йодидное рафинирование оборотного сырья и исследование химического состава прутков гафния, полученных из исходного и оборотного сырья, показало, что химический состав прутков в обоих случаях оказался примерно одинаков.

Анализ термодинамических данных и исследование кинетики рафинирования гафния в процессе электронно-лучевой плавки, проведенные в работе [30], показали, что скорость очистки его от примесей контролируется диффузией последних через жидкую ванну и их испарением с ее поверхности. Максимальная степень очистки получена при обработке гафния лучом электронов мощностью 12 кВт в течение короткого времени.

При рафинировании гафния, полученного кальцие-термическим восстановлением его тетрафторида, методом ЭЛП [6] удаляются не только металлические примеси, но и кислород в виде монооксида HfO (т.н. дис-тилляционное раскисление).

В НИЦ ХФТИ были проведены расчеты времени выдержки расплава гафния при ЭЛП, необходимого для снижения концентрации примеси до величины $1 \cdot 10^{-4}$ масс. %. Расчеты показали, что в процессе ЭЛП затруднительна очистка гафния от кремния, а очистка от более летучих примесей уменьшается в ряду $\text{Zn} > \text{Be} > \text{Mn} > \text{Cr} > \text{Al} > \text{Fe} > \text{V} > \text{Co} > \text{Ni} > \text{Si}$. После двух последовательных ЭЛП получен гафний чистотой выше 99,9 масс. %.

В диссертационной работе [31] были изучены процессы рафинирования гафния с получением металла «ядерной» чистоты. Разработаны, исследованы и опробованы основные этапы получения тетрафторида гафния (ТФГ), очистка его методом вакуумной сублимации, получение двойных металлических сплавов Hf-Me методом восстановления ТФГ кальцием и рафинировочные переплавы с целью получения слитков чистого гафния.

В патенте [32] предложен способ получения высоко-чистого гафния из губки, состоящий из ряда операций, включающих растворение, селективную экстракцию, восстановление в расплаве солей и двухстадийную плавку, в том числе электронно-лучевую. Такой способ позволяет снизить содержание примесей циркония, кислорода, серы и фосфора по сравнению с исходным материалом на порядок и более. Рафинированный гафний имеет чистоту $4N^+$, содержание примесей составляет, млн^{-1} : кислорода – не выше 40, серы и фосфора – не выше 10. Содержание циркония не должно превышать 0,5 %. Такой гафний предназначен для тонкопленочной металлизации магнетронным распылением мишеней.

При получении чистого гафния методом зонной плавки наибольшие трудности создают примеси внедрения и цирконий [23]. При первых проходах зоны углерод и кислород удаляются в виде CH_4 , CO и CO_2 . С увеличением числа проходов наблюдался и эффект зонного перераспределения, в частности для кислорода, имеющего коэффициент распределения $K > 1$. В работах [33, 34] показана возможность выращивания высокочистых монокристаллов гафния методом бестигельной зонной плавки в глубоком вакууме.

При исследовании очистки гафния от примесей углерода, азота и кислорода методом электропереноса в атмосфере гелия при давлении 1 Па было установлено, что, как и для циркония, электроперенос мало эффективен для очистки гафния от углерода, а суммарное остаточное содержание кислорода и азота составляло $6 \cdot 10^{-4}$ %.

Ссылки на поисковые работы по глубокому рафинированию гафния йодидным методом, зонной плавкой и электропереносом даны в монографии [23].

Заключение

Для рафинирования титана, циркония и гафния применяются различные технологии в зависимости от не-

обходимости достижения определенной степени чистоты. Однако ни один из методов рафинирования не является универсальным, то есть позволяющим очистить металл от всех примесей. Поэтому высокая степень чистоты может быть достигнута только комплексными методами, включающими в той или иной последовательности несколько методов рафинирования, применяемых на предварительных и заключительных стадиях очистки. Для каждого из металлов сочетание различных технологий рафинирования, позволяющих добиться максимально возможной очистки их от примесей, является индивидуальным.

Список литературы

1. Колобов Г. А. Традиционные и новые технологии рафинирования титана / Г. А. Колобов К. А. Печерица // Титан. – 2010. – № 1. – С. 68–72.
2. Колобов Г. А. Технологии рафинирования циркония и гафния / Г. А. Колобов, В. В. Павлов // Теория и практика металлургии. – 2012. – № 4. – С. 69–72.
3. Вибір технології виробництва губчатого цирконію для ядерної енергетики / [Т. Б. Янко, О. П. Яценко, Г. О. Колобов, Г. В. Карпенко] // Теория и практика металлургии. – 2014. – № 3–6. – С. 104–110.
4. Пилипенко Н. Н. Получение циркония ядерной чистоты / Н. Н. Пилипенко // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 2008. – № 2. – С. 66–72.
5. Способ очистки циркония от гафния: пат. 2457265 Рос. Федерация, МПК С 22 В 34/14 (2006.01) / А.С. Буйновский, И.Ю. Русаков, В.Л. Софронов. – № 2010106946/02 ; заявл. 24.02.2010 ; опубл. 27.07.2012.
6. Получение высокочистых металлов (Sc, Ti, Fe, Zr, Hf, Cu, V, Nb, Ta) / В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко, Н. Н. Пилипенко // Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра. Матер. междунар. науч.-техн. конф. (8–9 октября 2002г., г.Киев). – К. : ИВЦ «Видавництво «Політехніка». – 2002. – С. 79–84.
7. Дмитренко А. Е. Рафинирование магнетермического циркония / А. Е. Дмитренко, Н. Н. Пилипенко, Ю. С. Стадник // Сучасне матеріалознавство : матеріали та технології (СММТ-2011) : тези. – Київ, 2011. – 84 с.
8. Электронно-лучевая плавка циркония / [В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники». – 2000. – № 5. – С. 3–11.
9. Вакуумные условия и электронно-лучевая плавка циркония / [В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко, Н. Н. Пилипенко] // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 2006. – №4. – С. 144–151.
10. Новое направление в металлургии циркония / [В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, К. Л. Линдт, А. П. Мухачев] // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкц. материалов: матер. 7-й конф. стран СНГ. – Белгород, 1997. – С. 11–14.
11. Елизарова И. Р. Электрорафинирование редких металлов с получением их порошков / И. Р. Елизарова, О. В. Макарова // Редкие металлы и порошковая металлургия: тез. докл. Всерос. научн.-практ. конф., 3–5 дек. 2001 г. – М. : МИСиС, 2001. – 18 с.
12. Каплан Г. Е. Электролиз в металлургии редких металлов / Г. Е. Каплан, Г. Ф. Силина, Ю. И. Остроушко. – М. :

- Металлургиздат, 1963. – 360 с. – Библиогр. : С. 359–360.
13. Сучков А. Б. Электролитическое рафинирование в расплавленных средах / А.Б. Сучков. – М. : Metallurgy, 1970. – 256 с. – Библиогр. : С. 245–255.
14. Bidaye A. C., Recovery of reactive metals from their scrap. Titanium and Zirconium / A. C. Bidaye, J. G. Sharma // BARC Newslett. – 2003. – № 237. – 191 p.
15. Рафинирование циркония электролизом расплава солей / J. Qiu, S. Chen, T. Wu, L. Wang // Chin. J. Rare Metals. – 2011. – 35. – № 1. – P. 78–82.
16. Способ управления процессом йодидного рафинирования циркония и система для его осуществления : пат. 2421530 Рос. Федерация, МПК С 22 В 34/14 (2006.01), С 22 В 9/00 (2006.01) / А. В. Александров, А. Г. Зиганшин, Д. М. Кайсин и др. ; ЧМЗ, заявл. 14.04.2010 ; опубл. 20.06.2011.
17. Разработка опытного стенда для автоматизации процесса йодидного рафинирования циркония на базе промышленной печи СКБ-5025 / С. А. Лавриков, М. Л. Коцарь, С. Г. Ахтонов и др. // Цветные металлы. – 2013. – № 2. – С. 82–87.
18. Способ получения циркония или гафния высокой чистоты: пат. 2048558 Рос. Федерация, МПК С 22 В 34/14 / В. Б. Батеев, А. И. Евстюхин, М. Л. Коцарь и др. ; ФГУП «ВНИИХТ», заявл. 12.04.1993 ; опубл. 20.11.1995.
19. Применение электронно-лучевой установки в производстве циркониевых сплавов / [А. К. Шиков, А. А. Кабанов, В. М. Аржакова и др.] // Ti-2007 в СНГ : междунар. конф. – сб. трудов. – К. : ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 2007. – С. 164–169.
20. Способ рафинирования металлов и сплавов многократным электронно-лучевым переплавом: пат. 2204617 Рос. Федерация, МПК⁷ С 22 В 9/22 / ФГУП «ВНИИ НМ им. акад. А. А. Бочвара», ОАО «Чепецкий механический завод», В. А. Дробышев, Ю. И. Чистов, В. С. Зурабов и др. – № 2002113271/02 ; заявл. 20.05.2002 ; опубл. 20.05.2003.
21. Mimura Kouji. Удаление легирующих элементов из циркониевых сплавов при водородном плазменно-дуговом переплаве / Kouji Mimura, Sang-Woon Lee, Minoru Isshiki // J. Alloys and Compounds. – 1995. – 221. – С. 267–273.
22. Рафинирование циркаллой с помощью шлака при плавлении в охлаждаемом тигле с непрерывным вытягиванием отливки: заявка 2730091 Франция, МКИ⁶ G 21 F 9/30 / R. Piccinato, R. Boen, C. Ladirat etc. – № 9501159.
23. Тихинский Г. Ф. Получение высокочистых редких металлов / Г. Ф. Тихинский, Г. П. Ковтун, В. М. Ажажа. – М. : Metallurgy, 1986. – 160 с. – Библиогр. : С. 245–255.
24. Zee R. H. Purification of zirconium by electrotransport / R. H. Zee, G. J.C. Carpenter // Scr. met. – 1984. – 18. – № 5. – P. 489–493.
25. Елютин А. В. Электролитическое рафинирование гафния в хлоридных расплавах / А. В. Елютин, В. Е. Карцев // Цветные металлы. – 2006. – № 2. – С. 52–55.
26. Электролитическое рафинирование гафния в расплаве KCl-NaCl-K₂HfF₆ / Z. Ye, S. Chen, W. Li, Y. Wu, L. Wang // Chin. J. Rare Metals. – 2012. – 36. – № 5. – P. 791–798.
27. Способ йодидного рафинирования гафния: пат. 2291214 Рос. Федерация, МПК С 22 В 34/14 (2006.01), С 22 В 9/00 (2006.01) / ОАО ТВЭЛ, ОАО Чепецк. мех.з-д, В. А. Синегрибов, М. Л. Коцарь, Т. Б. Юдина и др. – № 2004134831/02 ; заявл. 29.11.2004 ; опубл. 10.01.2007.
28. Аппарат для йодидного рафинирования гафния : пат. 2353687 Рос. Федерация, МПК С 22 В 34/14 (2006.01), С 22 В 9/00 (2006.01) / ОАО «Чепецк. мех.з-д», А. В. Александров, В. В. Антипов, А. Г. Зиганшин и др. – № 2007140475/02 ; заявл. 31.10.2007 ; опубл. 27.04.2009.
29. Подготовка оборотного сырья к процессу йодидного рафинирования гафния / [М. Л. Коцарь, С. А. Лавриков, А. О. Лапидус и др.] // Цветные металлы. – 2013. – № 7. – С. 69–74.
30. Electron beam melting and recycling of hafnium / [K. Vutova, V. Vassileva, G. Mladenov etc.] // TMS 140 Annual Meeting and Exhibition, San Diego, Calif., Febr. 27 – March 3, 2011: Supplemental Proceedings. Vol. 3. General Paper Selections. Hoboken (N.J.): Wiley; Warrendale (Pa): TMS. 2011. – P. 725–732.
31. Мухачов А. П. Металевий гафній ядерної чистоти / А. П. Мухачов. // Автореф. дис.... канд. фіз.-мат. наук : 01.04.13/ Нац. наук. центр «Харк. фіз.-техн. ін-т». – Х. : ХФТИ, 2001. – 21 с.
32. High purity hafnium, target and thin film comprising said high purity hafnium, and method for producing high purity hafnium: заявка 1686196 ЕПВ, МПК⁷ С 23 С 14/34, С 22 В 34/14, С 22 В 9/22, С 22 С 27/00 / Nikko Materials Co., Ltd Tokyo 105-0001, Y. Shindo. – № 04792914.6 ; заявл. 25.10.2004 ; опубл. 02.08.2006.
33. Вьюгов П. Н. Получение высокочистых образцов гафния методом бестигельной зонной плавки / П. Н. Вьюгов, О. Е. Кожевников, Т. Ю. Рудычева // Вопросы атомной науки и техники. – 2009. – № 6. – С. 19–24.
34. Получение высокочистого гафния и исследование некоторых его свойств / П. Н. Вьюгов, О. Е. Кожевников, Б. А. Мерисов и др. // Металлы. – 2011. – № 4. – 18 с.

Одержано 27.05.2015

Колобов Г.О., Павлов В.В., Карпенко Г.В., Колобова О.Г. Рафінування тугоплавких рідкісних металів IV групи періодичної системи елементів

Розглянуті і проаналізовані, з зазначенням оптимальних технологічних параметрів, способи рафінування титану, цирконію і гафнію, що належать до групи тугоплавких рідкісних металів.

Ключові слова: титан, цирконій, гафній, електролітичне рафінування, йодидне рафінування, зонна плавка, електронно-променева плавка, електроперенос.

Kolobov G., Pavlov V., Karpenko A., Kolobova A. Refining refractory rare metals of group IV of the periodic table
It was discussed and analyzed, indicating the optimal technological parameters, methods of refining titanium, zirconium and hafnium, belonging to the group of refractory rare metals.

Key words: titanium, zirconium, hafnium, electrolytic refining, iodide refining, zone melting, electron beam melting, electromigration.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 533.924; 621.793.7

Д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов, д-р техн. наук А. В. Ершов, Е. А. Зеленина

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ТЕПЛООБМЕН ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ЖИДКОЙ ЧАСТИЦЫ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

Рассмотрено влияние конвективного теплообмена в деформирующейся частице покрытия на уровень и распределение температуры в зоне контакта частицы с подложкой. В отличие от случая неподвижного контакта частицы с подложкой, когда температура на всей площади контакта оказывается постоянной, влияние конвективного теплообмена приводит к неравномерному распределению температуры с максимумом в центре контакта. Показано, что уровень максимальной температуры контакта Fe-Fe существенно превышает температуру плавления подложки. Обнаружено, что при отсутствии вязкого трения и связанной с ним диссипации энергии в деформирующейся частице покрытия, скорость частицы не оказывает влияния на уровень контактной температуры.

Ключевые слова: плазменное напыление, подложка, контактная температура, конвективный и нестационарный теплообмен, прочность сцепления, деформация.

Введение

При нанесении плазменных покрытий наиболее важными характеристиками являются прочность сцепления и когезионная прочность. Существенным недостатком покрытий является низкая прочность сцепления, которая не превосходит 10–20 % от минимальной прочности металла в контактной паре [1, 2]. Прочность сцепления зависит от параметров в зоне контакта, таких как температура и давление. Существующие методы оценки контактной температуры используют модель неподвижного контакта частиц с подложкой [1]. При этом уровень контактной температуры оказывается значительно ниже температуры плавления подложки. Указанный подход является, по-видимому, предварительной оценкой, поскольку не учитывает движение жидкой частицы в окрестности лобовой критической точки и вдоль поверхности подложки при ее деформировании под действием инерционных сил. Учет деформации частицы приводит к повышению интенсивности теплообмена и уровня контактной температуры, поскольку к кондуктивному теплообмену добавляется теплообмен конвективный, который связан с движением жидких слоев. А оценка реальной контактной температуры с использованием предположения об определяющей роли конвективного теплообмена является важной для уточнения механизма связи между частицами и подложкой.

Физическая модель

Для определения температуры контакта частицы с подложкой используется баланс тепловых потоков в зоне контакта, который можно представить в виде равенства плотности тепловых потоков, проходящих через зону контакта от частицы к подложке. Нагрев подложки за счет конвективного теплообмена с жидкой частицей осуществляется тепловым потоком с плотностью

$$q_1 = -\alpha(t_1 - t_k), \quad (1)$$

где q_1 плотность теплового потока, выходящего из частицы покрытия, t_1 и t_k — начальная температуры частицы и зоны контакта на поверхности подложки; α — коэффициент теплоотдачи между жидкой частицей и подложкой.

Плотность теплового потока при нестационарном нагреве связана с температурой поверхности подложки и временем ее нагрева в соответствии с формулой [3]

$$q_2 = -\frac{\lambda_2(t_k - t_2)}{\sqrt{\pi a_2 \tau}}, \quad (2)$$

где q_2 — плотность теплового потока, входящего в поверхность подложки; λ_2 и a_2 — теплопроводность и температуропроводность подложки; t_2 и t_k — началь-

ная температура подложки и температура зоны контакта с частицей покрытия, τ – время контакта. Величина

$$\delta_2 = \sqrt{\pi \alpha_2 \tau} \quad (3)$$

представляет длину тепловой волны в подложке. Приравняв тепловые потоки (1) и (2) и учитывая (3), получим соотношение

$$q_2 = -\frac{\lambda_2(t_k - t_2)}{\delta_2} = -\alpha(t_1 - t_k). \quad (4)$$

Преобразование формулы (4) определяет величину контактной температуры в виде

$$t_k = \frac{t_1 + \frac{\lambda_2}{\alpha \delta_2} t_2}{1 + \frac{\lambda_2}{\alpha \delta_2}}. \quad (5)$$

Коэффициент теплоотдачи зависит от характера обтекания подложки при деформации частицы покрытия, которая показана на рис. 1.

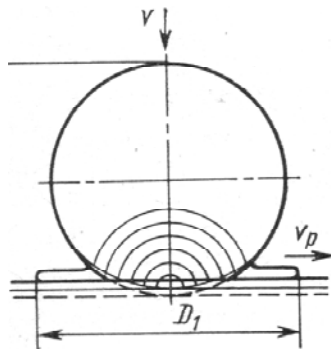


Рис. 1. Схема деформации сферической частицы при растекании на поверхности подложки

При этом следует выделить две характерные зоны. Центральная зона, в которой преобладает поперечное направление скорости жидкости, называется окрестностью лобовой критической точки. Ее размер ограничен радиусом недеформированной частицы. Периферийная зона деформирующейся частицы, в которой скорость направлена вдоль поверхности подложки, является зоной растекания.

Зависимости коэффициента теплоотдачи между жидкой частицей и подложкой для каждой зоны отличаются друг от друга и определяются критерием Нуссельта. Для окрестности лобовой критической точки на плоской поверхности критерий Нуссельта имеет вид [4]

$$Nu = \frac{\alpha \cdot r}{\lambda_1} = 0,7 \cdot Re^{0,5} Pr^{0,4}, \quad (6)$$

где $Re = \rho v r / \mu$ и $Pr = \mu c / \lambda$ – критерии Рейнольдса и Прандтля, ρ , v , r – плотность, скорость и радиус части-

цы, μ , c , λ – динамическая вязкость, теплоемкость и теплопроводность частицы. Расчет критерия Прандтля согласно данным теплофизических констант для жидкой стали [5] дает $Pr = 0,245$ при $\mu = 5,5 \cdot 10^{-3}$ Па·с, $c = 760$ Дж/кг·К, $\lambda = 17$ Вт/м·К.

Преобразование величины $B = \lambda_2 / \alpha \delta_2$ выполнялось с учетом (6) и в предположении о том, что время нагрева подложки равно времени деформации частицы со скоростью ее падения на подложку u_1 . Деформация происходит от величины $2r_1$, где r_1 – начальный радиус частицы, до толщины деформированной частицы – h , что дает формулу B_0 для зоны лобовой критической точки в виде

$$\begin{aligned} B_0 &= \frac{\lambda_2}{\alpha \delta_2} = \frac{\lambda_2 \cdot r_1}{\lambda_1 \cdot Nu \cdot \delta_2} = \\ &= \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \cdot \frac{r_1}{0,7 \sqrt{\frac{\rho_1 \cdot u_1 \cdot r_1}{\mu_1}} \cdot \left(\frac{\mu_1 \cdot c_1}{\lambda_1}\right)^{0,4} \sqrt{\pi \frac{\lambda_2}{\rho_2 \cdot c_2} \cdot \frac{2r_1 - h}{u_1}}} = \\ &= \sqrt{\frac{r_1}{2r_1 - h}} \cdot \sqrt{\frac{\rho_2 \cdot c_2 \cdot \lambda_2}{\rho_1 \cdot c_1 \cdot \lambda_1}} \cdot \frac{Pr^{0,1}}{0,7 \sqrt{\pi}} = 0,73 \sqrt{\frac{\rho_2 \cdot c_2 \cdot \lambda_2}{\rho_1 \cdot c_1 \cdot \lambda_1}} \cdot \frac{0,88}{1,24} = \\ &= 0,518 \cdot \sqrt{\frac{\rho_2 \cdot c_2 \cdot \lambda_2}{\rho_1 \cdot c_1 \cdot \lambda_1}}. \end{aligned} \quad (7)$$

При вычислении принималось, что $h = r_1 / 8$, [1]. Зона лобовой критической точки ограничена радиусом сферической частицы.

При деформации капли покрытия в зоне растекания за пределами лобовой критической точки, течение жидкости направлено параллельно поверхности подложки, рис. 1. Конвективный теплообмен в этой зоне соответствует случаю течения на плоской пластине [6], при котором критерий Нуссельта определяется формулой

$$Nu = \frac{\alpha \cdot r}{\lambda_1} = 0,332 \cdot Re^{0,5} Pr^{0,33}. \quad (8)$$

Следует отметить, что в отличие от зоны лобовой критической точки, где коэффициент теплоотдачи является постоянным [4], в зоне растекания капли коэффициент теплоотдачи снижается обратно пропорционально $r^{0,5}$.

Оценим конечный радиус деформированной частицы. Согласно [1], ее толщина примерно в 8 раз меньше ее радиуса – R . Тогда условие постоянства объемов сферической и деформированной частицы радиусом R имеет вид

$$4\pi \cdot r_1^3 / 3 = \pi \cdot R^3 / 8,$$

откуда получим, что радиус деформированной частицы на 10 % превышает ее первоначальный сферический диаметр $R = 1,1 d$.

В зоне растекания при $r_1 < r < R$, где R – конечный радиус деформированной частицы, время нагрева под-

ложки равно времени деформации частицы на величину $R-r$ со скоростью ее падения на подложку u_1 . Тогда величина $B_p = \lambda_2 / \alpha \delta_2$ для зоны растекания капли определится

$$B_p = \frac{\lambda_2 \cdot (r - \Delta)}{\lambda_1 \cdot 0,332 \sqrt{\frac{\rho \cdot u \cdot (r - \Delta)}{\mu}} \cdot \text{Pr}^{0,33} \sqrt{\pi \cdot \frac{\lambda_2}{\rho_2 \cdot c_2} \cdot \frac{R - r}{u}}} =$$

$$= \sqrt{\frac{r}{R - r}} \cdot \sqrt{\frac{\rho_2 \cdot c_2 \cdot \lambda_2}{\rho_1 \cdot c_1 \cdot \lambda_1}} \cdot \frac{\text{Pr}^{0,17}}{0,332 \sqrt{\pi}} =$$

$$= 1,34 \cdot \sqrt{\frac{r - \Delta}{R - r}} \cdot \sqrt{\frac{\rho_2 \cdot c_2 \cdot \lambda_2}{\rho_1 \cdot c_1 \cdot \lambda_1}}, \quad (9)$$

где Δ – смещение начала зоны продольного растекания капли относительно ее центра. Величина Δ определится из условия равенства формул (8) и (9) для коэффициентов B_0 и B_p при $r = r_1$, $\Delta = 0,82 r_1$.

Анализ результатов

Для расчета контактной температуры принималась температура частицы покрытия равной температуре кипения стали 2735 °С, в соответствии с результатами калориметрических измерений [7]. Температура подложки изменялась от 0 до 150 °С, поскольку нагрев до большей температуры не рекомендован вследствие интенсивного окисления поверхности [1]. Учитывалось снижение теплопроводности стали при плавлении [5].

Результаты расчета контактной температуры по радиусу деформированной частицы падающей на подложку со скоростью 100 м/с и начальным радиусом 90 мкм приведены в табл. 1. В соответствии с результатами расчета влияние конвективного теплообмена при растекании жидкой частицы покрытия приводит к неравномерному распределению контактной температуры по радиусу деформированной частицы, в отличие от равномерного распределения контактной температуры при отсутствии конвекции. Наибольшая интенсивность теплообмена наблюдается в окрестности лобовой критической точки, где полученная контактная температура превышает температуру плавления подложки при ее начальной температуре в интервале (0 – 150) °С.

Таблица 1 – Изменение контактной температуры по радиусу деформированной частицы при изменении начальной температуры подложки в интервале $t_2 = (0 - 150)$ °С

r , мкм	0	25	50	75	100	125	150	175	200
B	0,69	0,69	0,69	0,69	0,905	1,44	2,19	3,56	∞
$t_{к}$, °С при $t_2 = 0$ °С	1618	1618	1618	1618	1435	1121	860	598	0
$t_{к}$, °С при $t_2 = 50$ °С	1639	1639	1639	1639	1459	1150	894	637	50
$t_{к}$, °С при $t_2 = 100$ °С	1659	1659	1659	1659	1483	1180	928	676	100
$t_{к}$, °С при $t_2 = 150$ °С	1680	1680	1680	1680	1507	1209	952	715	150

Радиус зоны плавления подложки составляет 45 % от радиуса деформированной частицы и увеличивается с возрастанием температуры подложки, а доля площади плавящегося контакта близка к 20 %. Снижение контактной температуры в зоне растекания происходит по двум причинам. Во-первых, это уменьшения плотности конвективного теплового потока по мере возрастания толщины пограничного слоя в жидкой частице, и, во-вторых, это уменьшение времени теплового контакта до момента затвердевания частицы.

В расчетах пренебрегалось влиянием тепловыделения при торможении частицы на площадке контакта, что допустимо при напылении в дозвуковой плазменной струе. При этом обнаружено отсутствие влияния скорости частицы на температуру контакта, как в лобовой критической точке, так и в зоне растекания частицы. Полученный результат можно объяснить тем, что повышение интенсивности конвективного теплообмена при возрастании скорости частицы компенсируется уменьшением времени торможения и растекания частицы на подложке.

Выводы

1. Показано, что наличие конвективного теплообмена при контакте частицы покрытия с подложкой приводит к существенной неоднородности распределения контактной температуры по радиусу деформированной частицы в отличие от равномерного распределения контактной температуры при отсутствии конвекции и деформации частицы на подложке.

2. В отличие от модели теплообмена недеформируемой частицы, влияние конвекции приводит к повышению контактной температуры в центральной зоне до температуры превышающей температуру плавления подложки при ее начальной температуре в интервале (0–150) °С. Радиус зоны плавления подложки составляет примерно 45 % от радиуса деформированной частицы, а доля площади плавящегося контакта равна 20 %.

3. Обнаружено, что при отсутствии вязкого трения и связанной с ним диссипации энергии в деформирующейся частице покрытия, что характерно для дозвуковых скоростей плазменной струи, скорость дефор-

мирования частицы не оказывает влияния на уровень контактной температуры как в лобовой критической точке, так и в зоне растекания частицы, поскольку повышение интенсивности конвективного теплообмена при возрастании скорости частицы компенсируется уменьшением времени деформации частицы при контакте с подложкой.

Список литературы

1. Кудинов В. В. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий / Кудинов В. В., Иванов В. М. – М. : Машиностроение, 1981. – 192 с.
2. Нанесения покрытия / [Корж В. М., Кузнецов В. Д., Борисов Ю. С., Ющенко К. А.] – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
3. Пехович А. И. Расчеты теплового режима твердых тел / Пехович А. И., Жидких В. М. – Л. : Энергия, 1976. – 352 с.
4. Шоек П. А. Исследование баланса энергии на аноде сильно-точных дуг, горящих в атмосфере аргона / Шоек П. А. // Современные проблемы теплообмена. – М. : Энергия, 1966. – 386 с.
5. Курдюмов А. В. Литейное производство цветных и редких металлов / Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Чурсин В. М. – М. : Металлургия. – 1982. – 352 с.
6. Основы теплопередачи в авиационной и ракетно-космической технике / [Авдеевский В. С., Галицкий Б. М., Глебов Г. А. и др.] ; под ред. В. К. Кошкина. – М. : Машиностроение – 1975. – 624 с.
7. Ершов А. В. Влияние экзотермических процессов на термодинамические характеристики при плазменном распылении металлических токопроводящих проволок / Ершов А. В., Быковский О. Г., Лаптева А. Н. // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 1. – С. 21–24.

Одержано 27.04.2015

Лоскутов С.В., Ершов А.В., Зеленіна О.А. Теплообмін при деформації рідкої частинки газотермічного покриття

Розглянуто вплив конвективного теплообміну у частинці покриття, що деформується, на рівень і розподіл температури в зоні контакту частинки з підкладкою. На відміну від випадку нерухомого контакту частинки з підкладкою, коли температура на всій площі зчеплення є постійною, вплив конвективного теплообміну призводить до нерівномірного розподілу температури з максимумом у центрі контакту. Показано, що рівень максимальної температури контакту Fe-Fe істотно перевищує температуру плавлення підкладки. Виявлено, що при відсутності в'язкого тертя і пов'язаної з ним дисипації енергії у частинці покриття, швидкість частинки не впливає на рівень контактної температури.

Ключові слова: плазмове напылення, підкладка, контактна температура, конвективний і нестационарний теплообмін, міцність зчеплення, деформація.

Loskutov S., Ershov A., Zelenina E. Heat transfer in strain liquid particles thermal coatings

The influence of convective heat transfer in a deformable particle coating on the level and the temperature distribution in the contact area with the substrate particles is studied. In contrast to the fixed contact of the particle with the substrate when the temperature at the contact area is constant, the influence of convective heat transfer leads to uneven temperature distribution with a maximum at the center of the contact. It is shown that the level of the maximum temperature of the contact Fe-Fe greatly exceeds the melting point of the substrate. It has been found that in the absence of viscous friction and the associated energy dissipation in the deformable particle coating, the particle velocity has no effect on the level of the contact temperature.

Key words: plasma spraying, the substrate, the contact temperature, convection and unsteady heat transfer, adhesive strength, deformation.

ТЕРМОУПРУГИЕ ВОЛНЫ В ПОЛОМ КРУГОВОМ ЦИЛИНДРЕ

Рассматривается цилиндрический слой упругого изотропного материала, находящегося под действием нестационарных нагрузок: нормального напряжения и объемного термоудара. Получено численно-аналитическое решение плоской задачи термоупругости, основанное на использовании термоупругого потенциала перемещений и разложения в ряд Фурье. Коэффициенты Фурье определяются численно с применением метода характеристик.

Ключевые слова: цилиндрический слой, термоупругие волны, напряжения, метод характеристик.

Введение

Последствия температурных напряжений следует учитывать при решении многих инженерных задач, например, при разработке и эксплуатации ГТД, ядерных реакторов и др. [1–3]. Реакции различных материалов на механические воздействия ударного типа очень разнообразны и часто качественно и количественно отличаются от их реакций при статических нагрузках. Изучение термоупругого деформирования материалов при нестационарных силовых и тепловых воздействиях тесно связано с разработкой математических моделей их поведения [4, 5].

Имеющиеся в литературе аналитические решения динамических термоупругих задач получены обычно для полубесконечных и бесконечных тел и тел со сферической и цилиндрической симметрией. Классическим методом решения таких задач являются интегральные преобразования [3]. К недостаткам этого метода можно отнести сложности нахождения оригинала по изображению и необходимость заново проводить преобразования при изменении вида нагрузки. Трудности использования интегральных преобразований возрастают при расчетах элементов конструкций конечных размеров в случае распределенных нагрузок, приложенных к ограниченной части поверхности, и если рассматриваются сложные законы изменения внешней нагрузки по времени.

Известные в литературе аналитические решения динамических термоупругих задач настолько громоздки, что без численных расчетов невозможно провести качественный анализ напряженно-деформированного состояния конструкции.

Цель данной работы состоит в разработке упрощенной математической модели и методики расчета для использования в инженерной практике, позволяющих проводить исследования рассматриваемой конструкции при различных значениях геометрических и механических параметров, а также видов нагружения.

Постановка задачи

Рассмотрим в полярных координатах (r, φ) полый круговой цилиндр изотропного материала, ограничен-

ный цилиндрическими поверхностями $r = a$ и $r = b$ ($a < b$). К поверхности слоя $r = a$ внезапно прикладывается нормальное сжимающее напряжение $\sigma_r = -P_0 H(t)$ интенсивности P_0 и одновременно производится объемный термоудар $T = T_0 H(t)$. Здесь $H(t)$ – единичная функция Хевисайда или иная функция, определяющая закон изменения нагрузки в зависимости от времени t . Считаем, что поверхность слоя $r = b$ свободна от напряжений. В результате совместного воздействия нагрузок в цилиндрическом слое будут распространяться волны напряжений и смещений.

Математическая модель и методика расчета

Используя термоупругий потенциал ψ [6], позволяющий определить перемещения для плоской деформации в полярных координатах, уравнение движения запишем в виде

$$\frac{\partial^2 \psi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial \varphi^2} - \frac{1}{c^2} \frac{\partial^2 \psi}{\partial t^2} = \beta T, \quad (1)$$

где $\beta = \alpha(3\lambda + 2\mu)/(\lambda + 2\mu) = \alpha(1 + \nu)/(1 - \nu)$,

α – коэффициент линейного расширения; λ, μ – параметры Ляме;

ν – коэффициент Пуассона;

$c^2 = (\lambda + 2\mu)/\rho$ – квадрат скорости распространения радиальной волны,

ρ – плотность материала; t – время.

Радиальная и окружная компоненты перемещения в полярных координатах имеют вид

$$U = \frac{\partial \psi}{\partial r}, \quad V = \frac{1}{r} \frac{\partial \psi}{\partial \varphi}. \quad (2)$$

С использованием закона Дюамеля-Неймана выражение для напряжения σ_r определяется так:

$$\sigma_r = \frac{E}{1-\nu^2} \left(\frac{\partial U}{\partial r} + \frac{\nu}{r} \left(U + \frac{\partial V}{\partial \phi} \right) - \alpha(1+\nu)T \right). \quad (3)$$

Уравнение (1) будем решать при таких начальных и граничных условиях:

$$\begin{aligned} \psi = \frac{\partial \psi}{\partial t} = 0 & \quad \text{при} \quad t = 0, \\ \sigma_r = -P_0 H(t) & \quad \text{при} \quad r = a, \\ \sigma_r = 0 & \quad \text{при} \quad r = b. \end{aligned} \quad (4)$$

Температуру принимаем в виде

$$T = T_0 H(t).$$

В более общем случае распределение температуры несимметрично относительно оси, но не зависит от осевой координаты.

Разложим температуру и термоупругий потенциал в ряды Фурье по косинусам:

$$T = \sum_{n=0}^{\infty} T_n(r, t) \cos n\phi, \quad \psi = \sum_{n=0}^{\infty} \psi_n(r, t) \cos n\phi. \quad (5)$$

Уравнение (1) для определения ψ_n примет вид

$$\frac{\partial^2 \psi_n}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi_n}{\partial r} - \frac{n^2}{r^2} \psi_n - \frac{1}{c^2} \frac{\partial^2 \psi_n}{\partial t^2} = \beta T_n. \quad (6)$$

Вводя безразмерные величины

$$\{\tilde{r}, \tilde{U}, \tilde{V}\} = \frac{1}{b} \{r, U, V\}, \quad \tilde{t} = \frac{ct}{b}$$

и опуская в дальнейшем для простоты записи верхний знак «~», запишем (6) так:

$$\frac{\partial^2 \psi_n}{\partial r^2} + R_n = \frac{\partial^2 \psi_n}{\partial t^2}, \quad (7)$$

где

$$R_n = \frac{1}{r} \frac{\partial \psi_n}{\partial r} - \frac{n^2}{r^2} \psi_n - \beta T_n, \quad n = 0, 1, 2, \dots \quad (8)$$

Предположим, что заданные законы давлений на поверхностях цилиндрического слоя также разложены в ряд по формуле

$$\sigma_r = \rho c^2 \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \sigma_n(t) \cos n\phi. \quad (9)$$

Решения уравнений (7) находим при помощи метода характеристик [7, 8]. Уравнения характеристик и соотношения на них имеют вид:

$$dr = \pm dt, \quad d\left(\frac{\partial \psi_n}{\partial t}\right) = \pm d\left(\frac{\partial \psi_n}{\partial r}\right) + R_n dt. \quad (10)$$

Для проведения расчетов область между прямыми $r = r_1 = a/b$, $r = 1$ и $r = t + r_1$ покрывается сеткой характеристик (рис. 1):

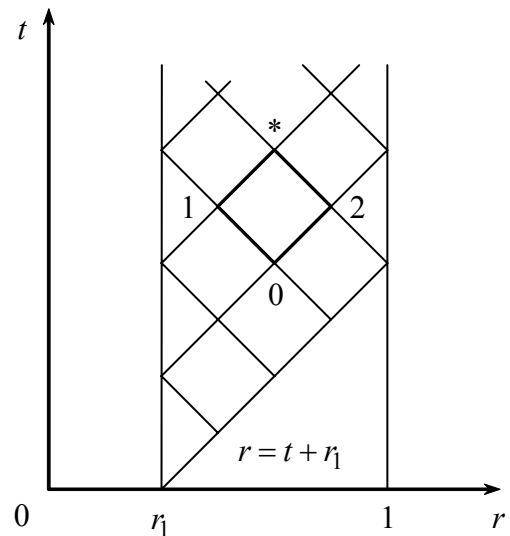


Рис. 1.

Для расчета коэффициентов ψ_n используются формулы

$$\psi_n^* = \psi_n^0 + 2\Delta t \cdot \psi_{nt}^0,$$

$$\text{где } \psi_{nt}^0 = \frac{\partial \psi_n^0}{\partial t}.$$

Значения коэффициентов во внутренних узлах сеточной области вычисляются по формулам:

$$\psi_{nt}^* = \frac{1}{2} (\psi_{nt}^2 + \psi_{nt}^1 + \psi_{nr}^2 - \psi_{nr}^1 + (R_n^2 + R_n^1) \Delta t),$$

$$\psi_{nr}^* = \frac{1}{2} (\psi_{nt}^2 - \psi_{nt}^1 + \psi_{nr}^2 + \psi_{nr}^1 + (R_n^2 - R_n^1) \Delta t).$$

Значения выражений R_n находим по формулам (8).

При расчете значений коэффициентов в точках, лежащих на границах области, исключаются из рассмотрения узлы сетки, лежащие на характеристиках, выходящих из сеточной области. Определив по данной расчетной схеме все значения коэффициентов ψ_n и их производных ψ_{nt} и ψ_{nr} , можно вычислить коэффициенты напряжений σ_n и сами напряжения по формуле (9).

Результаты расчетов и обсуждения

Для проверки работы вычислительной схемы были сделаны расчеты для случая, когда на внутренней границе цилиндрического слоя действует только нормальное напряжение, т. е.

$$\sigma_n(t) = (\lambda + 2\mu)t, \quad \text{а} \quad T_n = 0;$$

$r_1 = 0,8$; $\Delta t = 0,01$ – шаг по времени;

$\nu = 0,3$ – коэффициент Пуассона.

Полученные результаты хорошо согласуются с известными, полученными другими методами [3, 4].

Выводы

Предложенная модель и методика расчета рассматриваемой конструкции позволяют проводить численные эксперименты по выявлению областей, наиболее расположенных к повреждениям, в результате действия на нее нестационарного давления и объемного термоудара. Задание других граничных условий не требует изменений расчетной схемы для внутренних узлов сетки. Проведение численных экспериментов, сравнение различных теорий и зависимостей дают возможность не только понять качественную картину распространения термоупругих волн, но и получить обоснованные рекомендации по практическому использованию конструкций данного вида.

Список литературы

1. Партон В. З. Методы математической теории упругости / В. З. Партон, П. И. Перлин // М. : Наука. главн. ред. физ.-матем. лит. – 1981. – 588 с.
2. Беляев Н. М. Методы теории теплопроводности. В 2-х частях / Н. М. Беляев, А. А. Рядно // Ч. 1. – М. : Высш. школа. – 1982. – 237 с.
3. Коваленко А. Д. Термоупругость / А. Д. Коваленко // К. : Вища школа – 1975. – 216 с.
4. Bala Kiran. A Review of Two-Temperature Thermoelasticity / Kiran Bala // International Journal of Modern Engineering Research (IJMER), Vol. 2, Issue 6. – 2012. – P. 4224–4227.
5. Шамровский А. Д. Термоупругие волны и скорость их распространения в динамической задаче взаимосвязанной термоупругости / А. Д. Шамровский, Г. В. Меркотян // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. Выпуск № 7 (53), Том 5. – 2011. – С. 41–45.
6. Тимошенко С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко, Дж. Гудьер. – М. : Наука. – 1975. – 576 с.
7. Chou P.C. A Unified Approach One-Dimensional Elastic Waves by the Method of Characteristics / P. C. Chou, R. W. Mortimer // Journal of Applied Mechanics, Vol. 34, № 3. – 1967. – P. 745–750.
8. Сагамонян А. Я. Волны напряжений в сплошных средах / А. Я. Сагамонян // М. : Изд-во МГУ. – 1985. – 416 с.

Одержано 03.04.2015

Мастиновський Ю.В. Термопружні хвилі в порожнистому циліндрі

Розглядається циліндричний шар пружного ізотропного матеріалу, який перебуває під дією нестационарних навантажень: нормального навантаження і об'ємного термоудару. Отримано чисельно-аналітичний розв'язок плоскої задачі термопружності з використанням термопружного потенціалу переміщень та розкладанні в ряд Фур'є. Коефіцієнти Фур'є визначаються чисельно з використанням методу характеристик.

Ключові слова: циліндричний шар, термопружні хвилі, напруження, метод характеристик.

Mastinovsky Yu. Thermo-elastic waves in hollow cylinder

Cylindrical layer of elastic isotropic material under non-stationary loads-normal stress and volumetric thermal shock – is being considered. Numerical analytical solution of plane thermo-elastic problem is based on thermo-elastic displacement potential and development in Fourier series. Fourier coefficients being defined numerically by characteristics method have been obtained.

Key words: cylindrical layer, thermo-elastic waves, stresses, method of characteristics.

УДК 534.111:517.926

Канд. техн. наук Д. І. Анпілогов

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВИЗНАЧЕННЯ ЧАСТОТ ПЛОСКИХ ЗГИНАЛЬНИХ КОЛИВАНЬ КОНСОЛЬНОГО СТЕРЖНЯ

З використанням процесу ортогоналізації Грама-Шмідта запропоновано спосіб формування ортогональних функцій прогину при заданих граничних умовах. Методом Релея-Рітца знайдено власні частоти плоских згинальних коливань консольного стержня. Отримані результати підтверджуються збігом частоти нижчої моди з відомими значеннями.

Ключові слова: консольний стержень, узагальнені координати, метод Релея-Рітца, частотне рівняння, ортогоналізація.

Вступ

У сучасних технологіях механічної обробки є актуальним врахування коливань оброблювального інструменту (наприклад, різців). Прецизійний динамічний моніторинг часом виявляє відмінність вібрацій інструменту від моноmodalних коливань [1], тому природно припустити одночасне співіснування декількох згинальних мод. Метою цієї роботи є отримання спектру власних частот згинальних коливань консольного стержня, який моделює оброблювальний інструмент.

Матеріали і методика досліджень

У роботі методом Релея-Рітца з використанням наближень, прийнятих в опорі матеріалів, розв'язується задача про плоскі власні коливання консольного стержня з двома ступенями свободи.

Теорія і аналіз отриманих результатів

Нехай однорідний призматичний стержень масою m і довжиною ℓ закріплено консольно (рис. 1).

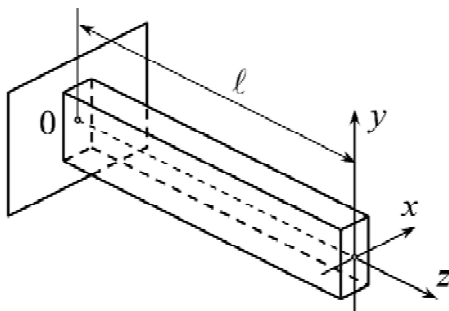


Рис. 1. Консольний стержень

Модуль Юнга матеріалу позначимо через E . Обмежимо розглядом згинальних власних коливань. Спектр власних частот знайдемо методом Релея-Рітца. Проблема полягає в наступному. Застосовувати цей метод можна лише після того, як зроблено певні при-

пущення щодо форм прогину поздовжньої осі стержня. Наразі ці форми є невідомими.

Нехай $f(z)$ – функція прогину. Будемо вважати, що точка $z = 0$ стержня є жорстко затисненою. Тоді кінематичні граничні умови мають вигляд [2, 3]: $f(0) = 0$, $f'(0) = 0$. Будемо вважати також, що точка $z = \ell$ є вільною. Тоді динамічні граничні умови [2, 3]: $f''(\ell) = 0$, $f'''(\ell) = 0$.

Знайдемо функції прогину серед багаточленів n -го степеня. Очевидно, для виконання кінематичних граничних умов на затисненому кінці стержня достатньо, щоб цей багаточлен не містив нульового та першого ступенів аргументу. Крім того, він має бути багаточленом не менш ніж четвертого ступеню. В іншому разі (тобто при $n = 3$) умову $f'''(\ell) = 0$ виконати неможливо. Отже, шукаємо функцію прогину у вигляді

$$F(z) = \frac{F_2}{\ell^2} \cdot z^2 + \frac{F_3}{\ell^3} \cdot z^3 + \sum_{k=4}^n \frac{F_k}{\ell^k} \cdot z^k, \quad F_n \neq 0.$$

Динамічні граничні умови на вільному кінці стержня призводять до системи:

$$\begin{cases} 2F_2 + 6F_3 + \sum_{k=4}^n k(k-1)F_k = 0; \\ 6F_3 + \sum_{k=4}^n k(k-1)(k-2)F_k = 0. \end{cases}$$

Звідси можна знайти лише дві невідомі, наприклад, F_2 і F_3 . Інші коефіцієнти $F_4, F_5, \dots, F_n$ можуть бути заданими довільно і незалежно один від одного. Наприклад, при $n = 4$ приймемо $F_4 = 1$. Тоді $F_3 = -4$, $F_2 = 6$. При цьому виникає багаточлен

$$\tilde{f}_1(z) = 6\left(\frac{z}{\ell}\right)^2 - 4\left(\frac{z}{\ell}\right)^3 + \left(\frac{z}{\ell}\right)^4,$$

який задовольняє усі граничні умови. Наприклад, при $n = 5$ прийmemo $F_5 = 1$, $F_4 = 0$. Тоді $F_3 = -10$, $F_2 = 20$. При цьому виникає багаточлен

$$\tilde{f}_2(z) = 20\left(\frac{z}{\ell}\right)^2 - 10\left(\frac{z}{\ell}\right)^3 + \left(\frac{z}{\ell}\right)^5,$$

який також задовольняє усі граничні умови.

Певні зручності виникнуть, якщо ці функції виявляться ортогональними з одиничною вагою на інтервалі $z \in [0; \ell]$. Здійснюючи процес ортогоналізації Грама-Шмідта і обмежуючись двома модами, прийmemo $f_1 = \tilde{f}_1$, $f_2 = \tilde{f}_2 - \alpha f_1$. Маємо: $\int_0^\ell f_1 f_2 dz = 0$, звідки

$$\alpha = \frac{\int_0^\ell f_1 \tilde{f}_2 dz}{\int_0^\ell f_1^2 dz} = \frac{661}{182}.$$

Отже, функції прогину набувають вигляду

$$f_1(z) = 6\left(\frac{z}{\ell}\right)^2 - 4\left(\frac{z}{\ell}\right)^3 + \left(\frac{z}{\ell}\right)^4,$$

$$f_2 = \tilde{f}_2 - \alpha f_1 = -\frac{163}{91}\left(\frac{z}{\ell}\right)^2 + \frac{412}{91}\left(\frac{z}{\ell}\right)^3 - \frac{661}{182}\left(\frac{z}{\ell}\right)^4 + \left(\frac{z}{\ell}\right)^5.$$

Доцільність введення функції f_2 (замість $\tilde{f}_2$) ілюструється на рис. 2. З точністю до прийнятих коефіцієнтів масштабу суцільною монотонною кривою показано графік функції f_1 , а штриховою кривою – графік функції $\tilde{f}_2$ (до ортогоналізації). Якісно ці графіки є однаковими і відповідають статичному прогину при консольному закріпленні. Графік функції f_2 (після ортогоналізації) виявляється немонотонним, і тому дозволяє врахувати протифазність коливань різних ділянок стержня. Тому саме функцію f_2 (а не $\tilde{f}_2$) слід розглядати як більш вдале наближення профілю прогину для вищого типу коливань.

Обчислимо кінетичну енергію стержня. Знехтуємо зміщенням поперечних перерізів уздовж осей Oy , Oz . Тоді рівняння руху центру тяжіння поперечного перерізу, розташованого в точці з координатою z , слід прийняти у вигляді

$$x(z, t) = f_1(z) \cdot q_1(t) + f_2(z) \cdot q_2(t), \quad y(z, t) \equiv 0. \quad (1)$$

Тут $q_1(t)$, $q_2(t)$ – дві узагальнені координати (їх кількість відповідає прийнятій кількості ступенів свободи коливальної системи). Вигляд рівнянь (1) відповідає випадку,

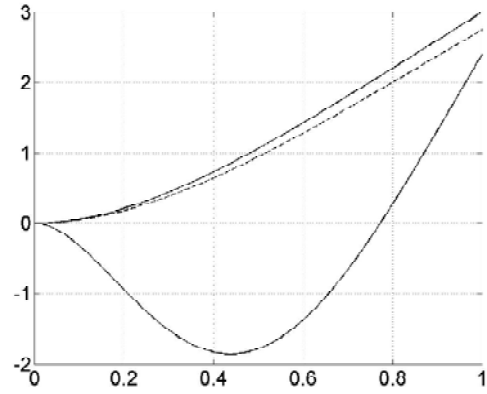


Рис. 2. До ортогоналізації функцій прогину

коли жорсткість стержня при згині в площині xOz є малою, а в площині yOz – великою, тобто нейтральна лінія стержня при згині залишається плоскою кривою в площині xOz . Зауважимо також, що значення функції f_1 , f_2 є безрозмірними. Відповідні співмножники, що зберігають розмірність довжини, а також визначають відносну частку коливань різних типів, можна вважати віднесеними до функцій q_1 , q_2 .

Площинами $z = \text{const}$ виділимо диференціально малий елемент довжини dz стержня, розташований у точці з координатою z . Його маса $dm = \frac{m}{\ell} dz$. Швидкість руху в момент часу t дорівнює $v = \dot{x} = f_1 \cdot \dot{q}_1 + f_2 \cdot \dot{q}_2$. Елементарна кінетична енергія

$$dT = \frac{(dm)v^2}{2} = \frac{m(\dot{x})^2}{2\ell} dz.$$

Після інтегрування:

$$T = \frac{m}{2\ell} \int_0^\ell (\dot{x})^2 dz = \frac{m}{2\ell} \int_0^\ell (f_1 \cdot \dot{q}_1 + f_2 \cdot \dot{q}_2)^2 dz.$$

Інтеграл від добутку функцій f_1 , f_2 дорівнює нулю з причини їх ортогональності, і отже:

Тут через a_1 , a_2 позначено інерційні константи:

$$a_1 = \frac{m}{\ell} \int_0^\ell f_1^2(z) dz, \quad a_2 = \frac{m}{\ell} \int_0^\ell f_2^2(z) dz.$$

Обчислимо потенціальну енергію пружної деформації стержня, вважаючи наявними лише нормальні напруження. Нехай згин стержня зумовлений дією моменту M_y , який обертає поперечний переріз навколо осі Oy (рис. 3). Нейтральна лінія стержня при цьому виявляється плоскою кривою в площині xOz .

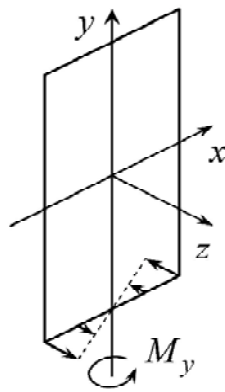


Рис. 3. Розподіл нормальних напружень у поперечному перерізі

У поперечному перерізі виникає нормальне напруження σ , лінійно розподілене за абсцисою x за законом [4]:

$$\sigma = \frac{M_y}{I_y} \cdot \xi.$$

Тут I_y – осьовий момент інерції перерізу відносно осі Oy . Координата ξ також відкладається на осі Ox , але вказує на конкретну точку перерізу (в той час як координата $x(z, t)$ вказує на положення центру тяжіння перерізу, розташованого в точці z , у момент часу t). Виражаючи відношення $\frac{M_y}{I_y}$ з відомого [4] рівняння чистого згину балки $x'' = \frac{M_y}{EI_y}$ (тут другу похідну взято за поздовжньою координатою z), отримуємо:

$$\sigma = Ex'' \cdot \xi = E(f_1'' \cdot q_1 + f_2'' \cdot q_2) \cdot \xi. \quad (2)$$

Як бачимо, напружений стан матеріалу стержня є одноосним неоднорідним. Тоді локальне значення об'ємної густини пружної енергії дорівнює $w = \frac{\sigma^2}{2E}$, і повне значення енергії

$$\Pi = \iiint w dV = \frac{1}{2E} \iiint \sigma^2 dz dS.$$

З використанням (2) одержуємо:

$$\Pi = \frac{1}{2} (c_{11}q_1^2 + (c_{12} + c_{21})q_1q_2 + c_{22}q_2^2).$$

Тут позначено

$$c_{11} = EI_y \int_0^\ell (f_1'')^2 dz, \quad c_{22} = EI_y \int_0^\ell (f_2'')^2 dz,$$

$$c_{12} = c_{21} = EI_y \int_0^\ell f_1'' f_2'' dz.$$

Коефіцієнти c_{ik} утворюють симетричну матрицю квазіпружних констант.

Складемо систему рівнянь Лагранжа для консервативної механічної системи [5]:

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial T}{\partial \dot{q}_j} \right) - \frac{\partial T}{\partial q_j} = - \frac{\partial \Pi}{\partial q_j}, \quad j = 1, 2.$$

З використанням отриманих вище виразів для енергій отримуємо:

$$\begin{cases} a_1 \ddot{q}_1 + c_{11}q_1 + c_{12}q_2 = 0; \\ a_2 \ddot{q}_2 + c_{21}q_1 + c_{22}q_2 = 0. \end{cases} \quad (3)$$

Загальний розв'язок шукаємо у вигляді $q_j(t) = A_j \sin(\omega t + \varphi)$, $j = 1, 2$. При цій підстановці (3) перетворюється на систему:

$$\begin{pmatrix} c_{11} - a_1\omega^2 & c_{12} \\ c_{21} & c_{22} - a_2\omega^2 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_1 \\ A_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (4)$$

Для існування нетривіальних розв'язків матриця в (4) має бути виродженою. Звідси частотне рівняння:

$$(a_1\omega^2 - c_{11})(a_2\omega^2 - c_{22}) - c_{12}c_{21} = 0.$$

Його розв'язки

$$\omega_{1,2}^2 = \frac{a_1c_{22} + a_2c_{11} \pm \sqrt{(a_1c_{22} - a_2c_{11})^2 + 4a_1a_2c_{12}c_{21}}}{2a_1a_2}. \quad (5)$$

Розрахунки інерційних і квазіпружних констант виконано в онлайн-середовищі WolframAlpha [6] при заміні змінних $x = \frac{z}{\ell}$. Наприклад, при обчисленні a_1 ,

отримуємо інтеграл $a_1 = m \int_0^1 (6x^2 - 4x^3 + x^4)^2 dx$. Достатньо до командного рядка ввести команду з таким синтаксисом: `int_0^1 (6x^2-4x^3+x^4)^2 dx`. Результати, отримані в цьому середовищі:

$$a_1 = \frac{104}{45} m, \quad a_2 = \frac{326}{105105} m, \quad c_{11} = \frac{144}{5} \cdot \frac{EI_y}{\ell^3},$$

$$c_{22} = \frac{66236}{41405} \cdot \frac{EI_y}{\ell^3}, \quad c_{12} = -\frac{272}{455} \cdot \frac{EI_y}{\ell^3}.$$

При використанні цих значень з (5) знаходимо:

$$\omega_1 = 3,516 \sqrt{\frac{EI_y}{m\ell^3}}, \quad \omega_2 = 22,713 \sqrt{\frac{EI_y}{m\ell^3}}.$$

У [2, с. 31], [3, с. 307] для основної частоти вільних коливань консольного стержня пропонується вираз

$\frac{3,51}{l^2} \sqrt{\frac{EJ}{m}}$. Від отриманого нами він відрізняється тим,

що в цих виданнях символом m позначено не масу стержня, а її інтенсивність (масу в розрахунку на одиницю довжини). Числові коефіцієнти для найнижчої моди збігаються з високою точністю (порядку 0,2 %). Це свідчить про вдалий вибір функцій прогину.

Бачимо далі, що частота другої згинальної моди значно відрізняється від основної частоти, тому здійснити спектральний аналіз сигналу вібросенсору [7] з діагностуванням другої згинальної моди труднощів не складе.

Висновки

У роботі методом Релея-Рітца отримано власні частоти згинальних коливань консольного стержня, що моделює оброблювальний інструмент при металообробці. Для вищих типів згинальних коливань консольного стержня запропоновано спосіб знаходження функцій прогину, які задовільняють кінематичні і динамічні граничні умови. Використання процесу ортогоналізації Грама-Шмідта дозволяє отримати фізично реалістичні функції прогину, які враховують протифазність коливань окремих ділянок стержня. Вдалість підбору функцій

прогину обґрунтована збігом отриманого значення основної частоти з відомими результатами.

Список літератури

1. Altintas Y. Manufacturing automation : metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design / Yusuf Altintas. – Cambridge : Cambridge University Press, 2012. – 382 p.
2. Пановко Я.Г. Введение в теорию механических колебаний / Пановко Я.Г. – М. : Наука, 1971. – 240 с.
3. Прочность, устойчивость, колебания. Справочник в 3-х т. Т. 3 / [Биргер И. А., Пановко Я. Г., Болотин В. В. и др.] ; под ред. И. А. Биргера. – М. : Машиностроение, 1968. – 569 с.
4. Сопротивление материалов / [Писаренко Г. С., Агапов В. А., Квитка А. Л. и др.]. – [4-е изд.]. – К. : Вища шк., 1979. – 696 с.
5. Савельев И. В. Основы теоретической физики / Савельев И. В. – М. : Наука, 1991. – 496 с.
6. WolframAlpha: computational knowledge engine [Эл. ресурс]. – Режим доступа : www.wolframalpha.com.
7. Пат. 94382 Україна, МПК G01H 11/00, G01M 7/02. Стенд для діагностики коливань тонкостінної деталі типу лопаток моноколеса газотурбінного двигуна (ГТД) при кінцевому фрезеруванні / А. І. Гермашев, В. О. Логомінов, Д. І. Анпілогов. – № u201405982 ; заявл. 02.06.2014 ; опубл. 10.11.2014, Бюл. № 21. – 2 с.

Одержано 20.04.2015

Анпилогов Д.И. Определение частот плоских изгибных колебаний консольного стержня

С использованием процесса ортогонализации Грама-Шмидта предложен способ формирования ортогональных функций прогиба при заданных граничных условиях. Методом Рэлея-Ритца найдены собственные частоты плоских изгибных колебаний консольного стержня. Полученные результаты подтверждаются совпадением частоты низшей моды с известным значением.

Ключевые слова: консольный стержень, обобщённые координаты, метод Рэлея-Ритца, частотное уравнение, ортогонализация.

Anpilogov D. Determining the frequency of the planar bending vibrations of a cantilever beam

Using the process of Gram-Schmidt orthogonalization a method of generating of orthogonal deflection functions with given boundary conditions is provided. The own frequencies of plane bending vibrations of a cantilever beam are found by Rayleigh-Ritz method. The obtained results confirmed by the coincidence of the frequency of the lowest mode with known value.

Key words: cantilever beam, generalized coordinates, Rayleigh-Ritz method, frequency equation, orthogonalization.

UDK 539.3

Levada V. S., Ph.D., Khizhnyak V. K., Ph.D., Levitskaya T. I., Ph.D.

Zaporozhye National Technical University

INTEGRAL REPRESENTATION DISCONTINUOUS SOLUTION OF THE PROBLEM OF BENDING OF ANISOTROPIC PLATES

Leaning on the ratios connecting deflection derivatives as the generalized function, with usual derivatives, the differential equation which right part contains the generalized functions having jumps of a deflection, tilt angles, the moments and generalized shear forces are resolved. The solution of the equation is received in the form of convolution of the fundamental decision with the right part. From the found representation the boundary integrated equations (BIE) for the solution of the problem can be received. These BIE can be solved by method of boundary elements.

Key words: bending, an anisotropic plate, defects, discontinuous solution, generalized function, boundary value problem.

Introduction

The structures of many machines have plate elements. In these plates can be formed cracks. In addition they may contain thin inserts of other materials. The research of stress-strain state of such plates is an important problem. At the same time, the solution of the corresponding boundary value problems causing serious mathematical difficulties. To solve these problems G.Y. Popov proposed a generalized method of integral transforms [1]. This method was developed in the work of G.A. Morar [2]. S. Crouch proposed a method of discontinuous shifts, alternatively boundary element method (BEM) [3]. The corresponding boundary elements for anisotropic media were obtained in [4, 5]. There used the relationship between ordinary and generalized derivatives of regular generalized functions. This technique is used in this work.

If the boundary of the extended straight portion includes a rigid or articulated fixing, then can be used as $G(x, y, \xi, \eta)$ Green's function obtained in [7, 8].

Formulating and solving problems

Consider the following problem:

$$D_{11} \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \times \\ \times \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w}{\partial x \partial y^3} + D_{22} \frac{\partial^4 w}{\partial y^4} = q(x, y), \quad (1)$$

where $w(x, y)$ – the deflection at the point (x, y) ; $(x, y) \in B \subset R^2$, B – limited area, l_0 – piecewise smooth boundary of B , $l_i = A_i B_i$ ($i = \overline{1, k}$) – smooth curves lying in B . These curves can be closed, they can coincide ends.

The end of one arc may be an interior point of the other. On the line l_0 are given two boundary conditions. Also, two conditions are given by on the lines l_i .

Equation (1) describes the bending of anisotropic plate with rigidity anisotropy D_{11} , D_{12} , D_{16} , D_{26} , D_{22} , D_{66} .

Curves l_i simulate cracks or thin inclusions or reinforcements.

If the curve $l \subset B \setminus \bigcup_{i=0}^k l_i$, then are set there the following functions

$$M_n = - \left(D_{11} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + D_{12} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + 2D_{16} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right) n_x^2 - \\ - \left(D_{12} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + D_{22} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + 2D_{26} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right) n_y^2 - \\ - 2 \left(D_{16} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + D_{26} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + 2D_{66} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right) n_x n_y ; \\ H_{tn} = \left(D_{11} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + D_{12} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + 2D_{16} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} - D_{12} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \right. \\ \left. - D_{22} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} - 2D_{26} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right) n_x n_y + \\ + \left(D_{16} \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + D_{26} \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + 2D_{66} \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right) (n_y^2 - n_x^2) ;$$

$$\begin{aligned}
N_n = & - \left(D_{11} \frac{\partial^3 w}{\partial x^3} + 3D_{16} \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} + (D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} + \right. \\
& + D_{26} \frac{\partial^3 w}{\partial y^3} \Big) n_x - \left(D_{16} \frac{\partial^3 w}{\partial x^3} + (D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} + \right. \\
& + 3D_{26} \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} + D_{22} \frac{\partial^3 w}{\partial y^3} \Big) n_y; \quad Q_n = N_n + \frac{\partial H_{tn}}{\partial s}; \\
\frac{\partial w}{\partial n} = & \frac{\partial w}{\partial x} n_x + \frac{\partial w}{\partial y} n_y; \quad \frac{\partial w}{\partial \tau} = -\frac{\partial w}{\partial x} n_y + \frac{\partial w}{\partial y} n_x.
\end{aligned}$$

There M_n – bending moment, H_{tn} – twisting moment, N_n – shear force, Q_n – generalized shear force, $\frac{\partial w}{\partial n}$ – normal angle of inclination, $\frac{\partial w}{\partial \tau}$ – tangent angle of inclination. The tangent vector $\bar{\tau}$ is chosen such that the three vectors $\bar{n}$, $\bar{\tau}$, $\bar{k}$ form a right-handed vectors.

Let us introduce the notation:

$n^{(0)}$ – unit normal vector to the line l_0 outward region B ;

$n^{(i)} = (n_x^{(i)}, n_y^{(i)})$ – arbitrarily chosen unit normal vector

to l_i , $i = \overline{1, k}$;

$\tau^{(0)}$ – unit tangent vector to l_0 ; $\tau^{(i)} = (\tau_x^{(i)}, \tau_y^{(i)})$ –

unit tangent vector to l_i ;

$n_x^{(i)} = \cos(n^{(i)}, x)$, $n_y^{(i)} = \cos(n^{(i)}, y)$, $\tau_x^{(i)} = -n_y^{(i)}$,

$\tau_y^{(i)} = n_x^{(i)}$ $i = \overline{0, k}$.

Denote the $D^\alpha w(x, y)$ – derivative of $w(x, y) \in D'(R^2)$; $\{D^\alpha w(x, y)\}$ – ordinary derivative $w(x, y)$; $(x, y) \in R^2 \setminus \bigcup_{i=0}^k l_i$.

Using the relationship between $D^\alpha w(x, y)$ and $\{D^\alpha w(x, y)\}$, we get:

$$\begin{aligned}
\frac{\partial^4 w}{\partial x^4} = & \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^3} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \\
& + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \frac{\partial^3}{\partial x^3} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \\
& + \sum_{i=1}^k \left(\left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^3} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \right. \\
& + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^3}{\partial x^3} ([w] n_x^{(i)} \delta(l_i)) \Big);
\end{aligned}$$

Next $\frac{\partial^4 w}{\partial x^4}$ is obtained from $\frac{\partial^4 w}{\partial x^4}$ by replacing the variable x on y .

For $\frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y}$ have the four options representations.

The first option.

$$\begin{aligned}
\frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} = & \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \\
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right. \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^3} (w n_y^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) + \right. \\
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^3} ([w] n_y^{(i)} \delta(l_i)) \Big).
\end{aligned}$$

The second option.

$$\begin{aligned}
\frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} = & \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \\
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right. \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) + \right. \\
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) + \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} ([w] n_x^{(i)} \delta(l_i)) \Big).
\end{aligned}$$

The third option.

$$\begin{aligned}
\frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} = & \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \\
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right. \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) + \right.
\end{aligned}$$

$$+ \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) +$$

$$+ \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} \left([w] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right).$$

The fourth option.

$$\frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} = \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^3} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) +$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right.$$

$$+ \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^3} \right\} n_y^{(i)} \delta(l_i) + \right.$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) +$$

$$+ \left. \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} ([w] n_x^{(i)} \delta(l_i)) \right).$$

Four options for $\frac{\partial^4 w}{\partial x \partial y^3}$ are obtained from $\frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y}$ the permutation of letters x and y .

For $\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2}$, there are six options representations.

The first option.

$$\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} = \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) +$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right.$$

$$+ \frac{\partial^3}{\partial x \partial y^2} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_y^{(i)} \delta(l_i) + \right.$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) +$$

$$+ \left. \frac{\partial^3}{\partial x \partial y^2} ([w] n_x^{(i)} \delta(l_i)) \right).$$

The second option.

$$\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} = \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) +$$

$$+ \frac{\partial}{\partial x} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial y} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right.$$

$$+ \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (w n_y^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right\} n_x^{(i)} \delta(l_i) + \right.$$

$$+ \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) +$$

$$+ \left. \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} ([w] n_y^{(i)} \delta(l_i)) \right).$$

The third option.

$$\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} = \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) +$$

$$+ \frac{\partial}{\partial x} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right.$$

$$+ \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (w n_y^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right\} n_x^{(i)} \delta(l_i) + \right.$$

$$+ \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) +$$

$$+ \left. \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} ([w] n_y^{(i)} \delta(l_i)) \right).$$

The fourth option.

$$\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} = \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) +$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left(\left\{ \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left\{ \frac{\partial w}{\partial x} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right.$$

$$+ \frac{\partial^3}{\partial x \partial y^2} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_y^{(i)} \delta(l_i) + \right.$$

$$+ \frac{\partial}{\partial y} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) +$$

$$+ \left. \frac{\partial^3}{\partial x \partial y^2} ([w] n_x^{(i)} \delta(l_i)) \right).$$

The fifth option.

$$\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} = \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right\} n_x^{(0)} \delta(l_0) +$$

$$\begin{aligned}
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_y^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right. \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y^2} (w n_x^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) + \right. \\
& + \frac{\partial}{\partial x} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) \right) + \\
& \left. + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y^2} ([w] n_x^{(i)} \delta(l_i)) \right).
\end{aligned}$$

The sixth option.

$$\begin{aligned}
\frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} &= \left\{ \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} \right\} + \left\{ \frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right\} n_y^{(0)} \delta(l_0) + \\
& + \frac{\partial}{\partial y} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(0)} \delta(l_0) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(0)} \delta(l_0) \right) + \right. \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (w n_y^{(0)} \delta(l_0)) + \sum_{i=1}^k \left(\left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_y^{(i)} \delta(l_i) + \right. \\
& + \frac{\partial}{\partial y} \left(\left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left(\left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(i)} \delta(l_i) \right) + \\
& \left. + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} ([w] n_y^{(i)} \delta(l_i)) \right).
\end{aligned}$$

There $[g(x, y)]$ – jump function $g(x, y)$ when passing through a curve l_i in the selected direction of the normal; $\delta(l_i)$ – delta function concentrated on the curve l_i .

If $\varphi(x, y) \in C^\infty(R^2)$ – the basic function, then

$$\begin{aligned}
& \langle D^\alpha \mu(x, y) \delta(l), \varphi(x, y) \rangle = \\
& = (-1)^{|\alpha|} \langle \mu(x, y) \delta(l), D^\alpha \varphi(x, y) \rangle = \\
& = (-1)^{|\alpha|} \int_l \mu(x, y) D^\alpha \varphi(x, y) dl.
\end{aligned}$$

Substituting the expressions obtained in (1), we obtain

$$\begin{aligned}
L(w) &= D_{11} \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + \\
& + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w}{\partial x \partial y^3} + D_{22} \frac{\partial^4 w}{\partial y^4} = \\
& = q(x, y) + \sum_{i=0}^k (I_1^{(i)} \delta(l_i) + \frac{\partial}{\partial x} (I_2^{(i)} \delta(l_i)) +
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
& + \frac{\partial}{\partial y} (I_3^{(i)} \delta(l_i)) + \frac{\partial^2}{\partial x^2} (I_4^{(i)} \delta(l_i)) + \\
& + \frac{\partial^2}{\partial y^2} (I_5^{(i)} \delta(l_i)) + \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} (I_6^{(i)} \delta(l_i)) + \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^3} (I_7^{(i)} \delta(l_i)) + \frac{\partial^3}{\partial y^3} (I_8^{(i)} \delta(l_i)) + \\
& + \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} (I_9^{(i)} \delta(l_i)) + \frac{\partial^3}{\partial x \partial y^2} (I_{10}^{(i)} \delta(l_i)), \tag{2}
\end{aligned}$$

where

$$\begin{aligned}
I_1^{(i)} &= D_{11} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^3} \right] n_x^{(i)} + D_{22} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial y^3} \right] n_y^{(i)} + \\
& + 3D_{16} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_x^{(i)} + D_{16} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^3} \right] n_y^{(i)} + \\
& + 3D_{26} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right] n_y^{(i)} + D_{26} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial y^3} \right] n_x^{(i)} + \\
& + D_{12} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_y^{(i)} + D_{12} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right] n_x^{(i)} + \\
& + 2D_{66} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x \partial y^2} \right] n_x^{(i)} + 2D_{66} \left[\frac{\partial^3 w}{\partial x^2 \partial y} \right] n_y^{(i)} ; \\
I_2^{(i)} &= D_{11} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_x^{(i)} + 2D_{16} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(i)} + \\
& + D_{16} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_y^{(i)} + D_{26} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right] n_y^{(i)} + \\
& + D_{12} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right] n_x^{(i)} + 2D_{66} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_y^{(i)} ; \\
I_3^{(i)} &= D_{22} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right] n_y^{(i)} + D_{16} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_x^{(i)} + \\
& + 2D_{26} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_y^{(i)} + D_{26} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial y^2} \right] n_x^{(i)} + \\
& + D_{12} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \right] n_y^{(i)} + 2D_{66} \left[\frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} \right] n_x^{(i)} ; \\
I_4^{(i)} &= D_{11} \left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} + D_{16} \left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(i)} + \\
& + D_{16} \left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(i)} + D_{12} \left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_y^{(i)} ;
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 I_5^{(i)} &= D_{22} \left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_y^{(i)} + D_{26} \left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(i)} + \\
 &+ D_{26} \left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(i)} + D_{12} \left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} ; \\
 I_6^{(i)} &= 2D_{16} \left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_x^{(i)} + 2D_{26} \left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_y^{(i)} + \\
 &+ 2D_{66} \left[\frac{\partial w}{\partial y} \right] n_x^{(i)} + 2D_{66} \left[\frac{\partial w}{\partial x} \right] n_y^{(i)} ; \\
 I_7^{(i)} &= D_{11} [w] n_x^{(i)} + D_{16} [w] n_y^{(i)} ; \\
 I_8^{(i)} &= D_{22} [w] n_y^{(i)} + D_{26} [w] n_x^{(i)} ; \\
 I_9^{(i)} &= 3D_{16} [w] n_x^{(i)} + D_{12} [w] n_y^{(i)} + 2D_{66} [w] n_y^{(i)} ; \\
 I_{10}^{(i)} &= 3D_{26} [w] n_y^{(i)} + D_{12} [w] n_x^{(i)} + 2D_{66} [w] n_x^{(i)} . \\
 \text{Multiply } I_4^{(i)}, \quad I_5^{(i)}, \quad I_6^{(i)} \quad (i = \overline{0, k}) \quad \text{on} \\
 (n_x^{(i)})^2 + (n_y^{(i)})^2 = 1.
 \end{aligned}$$

After transformations we get

$$\begin{aligned}
 L(w) &= q(x, y) + \sum_{i=0}^k \left(-[N_{n_i}] \delta(l_i) - \right. \\
 &- \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[\left[\frac{\partial w}{\partial n_i} \right] (D_{11} (n_x^{(i)})^2 + D_{12} (n_y^{(i)})^2 + \right. \\
 &+ 2D_{16} n_x^{(i)} n_y^{(i)}) \delta(l_i) - \frac{\partial^2}{\partial y^2} \left[\left[\frac{\partial w}{\partial n^{(i)}} \right] (D_{12} (n_x^{(i)})^2 + \right. \\
 &+ D_{22} (n_y^{(i)})^2 + 2D_{66} n_x^{(i)} n_y^{(i)}) \delta(l_i) - \\
 &- 2 \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left[\left[\frac{\partial w}{\partial n^{(i)}} \right] (D_{16} (n_x^{(i)})^2 + D_{26} (n_y^{(i)})^2 + \right. \\
 &+ 2D_{16} n_x^{(i)} n_y^{(i)}) \delta(l_i) - \\
 &- \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[\left[\frac{\partial w}{\partial \tau^{(i)}} \right] (D_{11} n_x^{(i)} n_y^{(i)} - D_{12} n_x^{(i)} n_y^{(i)} + \right. \\
 &+ D_{16} (n_y^{(i)})^2 - D_{16} (n_x^{(i)})^2) \delta(l_i) - \\
 &- \frac{\partial^2}{\partial y^2} \left[\left[\frac{\partial w}{\partial \tau^{(i)}} \right] (D_{12} n_x^{(i)} n_y^{(i)} - D_{22} n_x^{(i)} n_y^{(i)} + \right. \\
 &+ D_{26} (n_y^{(i)})^2 - D_{26} (n_x^{(i)})^2) \delta(l_i) - \\
 &- 2 \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \left[\left[\frac{\partial w}{\partial \tau^{(i)}} \right] (D_{16} n_x^{(i)} n_y^{(i)} - D_{26} n_x^{(i)} n_y^{(i)} + \right.
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 &+ D_{66} (n_y^{(i)})^2 - D_{66} (n_x^{(i)})^2) \delta(l_i) + \\
 &+ \frac{\partial}{\partial n^{(i)}} ([M_{n_i}] \delta(l_i)) - \frac{\partial}{\partial \tau^{(i)}} ([H_{m_i}] \delta(l_i)) + \\
 &+ \frac{\partial^3}{\partial x^3} ([w] (D_{11} n_x^{(i)} + D_{16} n_y^{(i)}) \delta(l_i)) + \\
 &+ \frac{\partial^3}{\partial y^3} ([w] (D_{22} n_y^{(i)} + D_{26} n_x^{(i)}) \delta(l_i)) + \\
 &+ \frac{\partial^3}{\partial x^2 \partial y} ([w] (3D_{16} n_x^{(i)} + D_{12} n_y^{(i)} + 2D_{66} n_y^{(i)}) \delta(l_i)) + \\
 &+ \frac{\partial^3}{\partial x \partial y^2} ([w] (3D_{26} n_y^{(i)} + D_{12} n_x^{(i)} + 2D_{66} n_x^{(i)}) \delta(l_i)) \Big). \quad (3)
 \end{aligned}$$

The solution of equation (3) is obtained as the convolution of the fundamental solution of the operator $L(w)$ with the right part (3).

The fundamental solution $\Gamma(x, y)$ of the operator $L(w)$ is a solution of equation

$$L(\Gamma(x, y)) = \delta(x) \delta(y). \quad (4)$$

This solution was obtained in [6] and has two options. The first option corresponds to a case when equation

$$\begin{aligned}
 D_{11} \mu^4 + 4D_{16} \mu^3 + 2(D_{12} + 2D_{66}) \mu^2 + \\
 + 4D_{26} \mu + D_{22} = 0
 \end{aligned}$$

has four different roots: $\mu_{1,2} = \alpha_1 \pm i\beta_1$, $\mu_{3,4} = \alpha_2 \pm i\beta_2$, $\alpha_i \in R$, $\beta_i > 0$ ($i = 1, 2$).

The second option is obtained when the reduced equation has multiple roots

$$\mu_{1,2} = \alpha + i\beta, \quad \mu_{3,4} = \alpha - i\beta, \quad \alpha \in R, \quad \beta > 0.$$

The fundamental solution for the first variant of the roots has the form:

$$\begin{aligned}
 \Gamma(x, y) &= \frac{1}{4\pi\beta_1\beta_2 Q D_{11}} \left\{ \beta_2 (\alpha_1^2 + \alpha_2^2 + \beta_2^2 - \beta_1^2 - \right. \\
 &- 2\alpha_1\alpha_2) \left[r_1^{-2} \ln r_1 + 2\beta_1 x(y + \alpha_1 x) \theta_1 \right] + \\
 &+ \beta_1 (\alpha_1^2 + \alpha_2^2 + \beta_1^2 - \beta_2^2 - 2\alpha_1\alpha_2) \left[r_2^{-2} \ln r_2 + \right. \\
 &+ 2\beta_2 x(y + \alpha_2 x) \theta_2 \Big] + 2\beta_1\beta_2 (\alpha_2 - \alpha_1) \times \\
 &\times \left[r_1^{-2} \theta_1 - 2\beta_1 x(y + \alpha_1 x) \ln r_1 - \right. \\
 &- r_2^{-2} \theta_2 + 2\beta_2 x(y + \alpha_2 x) \ln r_2 \Big] \Big\}, \quad (5)
 \end{aligned}$$

where

$$r_i = (x^2 (\alpha_i^2 + \beta_i^2) + 2\alpha_i xy + y^2)^{1/2},$$

$$\bar{r}_i = (x^2(\alpha_i^2 - \beta_i^2) + 2\alpha_i xy + y^2)^{1/2},$$

$$\theta_i = \arctg\left(\frac{y}{x\beta_i} + \frac{\alpha_i}{\beta_i}\right),$$

$$\begin{aligned} Q = & \beta_1^4 + \beta_2^4 + \alpha_1^4 + \alpha_2^4 + 6\alpha_1^2\alpha_2^2 - 2\beta_1^2\beta_2^2 + \\ & + 2\beta_1^2\alpha_1^2 + 2\beta_1^2\alpha_2^2 - 4\beta_1^2\alpha_1\alpha_2 + 2\beta_1^2\alpha_1^3 + \\ & + 2\beta_2^2\alpha_2^2 - 4\beta_2^2\alpha_1\alpha_2 - 4\alpha_1^3\alpha_2 - 4\alpha_1\alpha_2^3. \end{aligned}$$

For the second variant of the roots

$$\begin{aligned} \Gamma(x, y) = & \frac{1}{8\pi\beta^3 D_{11}} (x^2(\alpha^2 + \beta^2) + 2\alpha xy + y^2) \times \\ & \times \ln(x^2(\alpha^2 + \beta^2) + 2\alpha xy + y^2)^{1/2}. \end{aligned} \quad (6)$$

Thus,

$$\begin{aligned} \Gamma(x, y) * D_{(x,y)}^\alpha (\mu(x, y)\delta(l)) = \\ = \int_l D_{(x,y)}^\alpha (\Gamma(x - \xi, y - \eta)) \mu(\xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)} = \\ = (-1)^{|\alpha|} \int_l D_{(\xi, \eta)}^\alpha (\Gamma(x - \xi, y - \eta)) \mu(\xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)}. \end{aligned}$$

Denoting, $G(x, y, \xi, \eta) = \Gamma(x - \xi, y - \eta)$, we get

Denoting, $G(x, y, \xi, \eta) = \Gamma(x - \xi, y - \eta)$, we get

$$\begin{aligned} \Gamma(x, y) * D_{(x,y)}^\alpha (\mu(x, y)\delta(l)) = \\ = (-1)^{|\alpha|} \int_l D_{(\xi, \eta)}^\alpha (G(x, y, \xi, \eta)) \mu(\xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)}. \end{aligned} \quad (7)$$

Thus, the solution of equation (3) has the form:

$$\begin{aligned} W(x, y) = & \iint_B G(x, y, \xi, \eta) q(\xi, \eta) d\xi d\eta + \\ & + \sum_{i=0}^k \left(- \int_{l_i} [N_{n^{(i)}}]_{(\xi, \eta)} G(x, y, \xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)} - \right. \\ & - \int_{l_i} \left[\frac{\partial w}{\partial n^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} (D_{11}(n_\xi^{(i)})^2 + D_{12}(n_\eta^{(i)})^2 + \\ & + 2D_{66}n_\xi^{(i)}n_\eta^{(i)}) \frac{\partial^2 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi^2} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} \left[\frac{\partial w}{\partial n^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} (D_{12}(n_\xi^{(i)})^2 + D_{22}(n_\eta^{(i)})^2 + \\ & + 2D_{66}n_\xi^{(i)}n_\eta^{(i)}) \frac{\partial^2 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \eta^2} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - 2 \int_{l_i} \left[\frac{\partial w}{\partial n^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} (D_{16}(n_\xi^{(i)})^2 + D_{26}(n_\eta^{(i)})^2 + \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & + 2D_{66}n_\xi^{(i)}n_\eta^{(i)}) \frac{\partial^2 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi \partial \eta} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} \left[\frac{\partial w}{\partial \tau^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} ((D_{11} - D_{12})n_\xi^{(i)}n_\eta^{(i)} + \\ & + D_{16}((n_\eta^{(i)})^2 - (n_\xi^{(i)})^2)) \frac{\partial^2 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi^2} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} \left[\frac{\partial w}{\partial \tau^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} ((D_{12} - D_{22})n_\xi^{(i)}n_\eta^{(i)} + \\ & + D_{26}((n_\eta^{(i)})^2 - (n_\xi^{(i)})^2)) \frac{\partial^2 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \eta^2} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - 2 \int_{l_i} \left[\frac{\partial w}{\partial \tau^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} ((D_{16} - D_{26})n_\xi^{(i)}n_\eta^{(i)} + \\ & + D_{66}((n_\eta^{(i)})^2 - (n_\xi^{(i)})^2)) \frac{\partial^2 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi \partial \eta} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} [M_{n_i}]_{(\xi, \eta)} \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial n^{(i)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} + \\ & + \int_{l_i} [H_{m^{(i)}}]_{(\xi, \eta)} \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \tau^{(i)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} [w]_{(\xi, \eta)} (D_{11}n_\xi^{(i)} + D_{16}n_\eta^{(i)}) \frac{\partial^3 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi^3} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} [w]_{(\xi, \eta)} (D_{22}n_\eta^{(i)} + D_{26}n_\xi^{(i)}) \frac{\partial^3 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \eta^3} ds_{(\xi, \eta)} - \\ & - \int_{l_i} [w]_{(\xi, \eta)} (3D_{16}n_\xi^{(i)} + (D_{12} + 2D_{66})n_\eta^{(i)}) \times \\ & \times \frac{\partial^3 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi^2 \partial \eta} ds_{(\xi, \eta)} - \int_{l_i} [w]_{(\xi, \eta)} (3D_{26}n_\eta^{(i)} + \\ & + (D_{12} + 2D_{66})n_\xi^{(i)}) \frac{\partial^3 G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \xi \partial \eta^2} ds_{(\xi, \eta)} \Big). \end{aligned} \quad (8)$$

$G(x, y, \xi, \eta)$ can be considered as a deflection at a point (ξ, η) when the unit load concentrated at a point (x, y) .

Denote $M_n(G(x, y, \xi, \eta))_{(\xi, \eta)}$ the bending moment corresponding deflection $G(\xi, \eta)$. Similarly, denote the remaining bending characteristics. After the transformation in (8) we obtain

$$W(x, y) = \iint_B G(x, y, \xi, \eta) d\xi d\eta +$$

$$\begin{aligned}
 & + \sum_{i=0}^k \left(- \int_{l_i} [N_{n(i)}]_{(\xi, \eta)} G(x, y, \xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)} + \right. \\
 & + \int_{l_i} \left[\frac{\partial w(\xi, \eta)}{\partial \eta^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} M_{n(i)}(G(x, y, \xi, \eta))_{(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} - \\
 & - \int_{l_i} \left[\frac{\partial w(\xi, \eta)}{\partial \tau^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} H_{m(i)}(G(x, y, \xi, \eta))_{(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} - \\
 & - \int_{l_i} [M_n(\xi, \eta)] \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial n^{(i)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & + \int_{l_i} [H_m(\xi, \eta)] \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \tau^{(i)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & \left. - \int_{l_i} [w(\xi, \eta)] N_{n(i)}(G(x, y, \xi, \eta))_{(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} \right). \quad (9)
 \end{aligned}$$

Let $A_i(a_{i1}, a_{i2})$, $B_i(b_{i1}, b_{i2})$ ($i = \overline{1, k}$), $T_j(t_{j1}, t_{j2})$ – corner points l_0 .

$$\begin{aligned}
 & \int_{A_i B_i} \left[\frac{\partial w(\xi, \eta)}{\partial \tau^{(i)}} \right] H_{m(i)}(G(x, y, \xi, \eta)) ds_{(\xi, \eta)} = \\
 & = w(\xi(s_2), \eta(s_2) + 0) H_{m(i)}(G(x, y, \xi(s_2), \eta(s_2))) - \\
 & - w(\xi(s_1), \eta(s_1) + 0) H_{m(i)}(G(x, y, \xi(s_1), \eta(s_1))) - \\
 & - \int_{s_1}^{s_2} w(\xi(s), \eta(s) + 0) \frac{dH_{m(i)}(G(x, y, \xi(s), \eta(s)))}{ds} ds - \\
 & - w(\xi(s_2), \eta(s_2) - 0) H_{m(i)}(G(x, y, \xi(s_2), \eta(s_2))) + \\
 & + w(\xi(s_1), \eta(s_1) - 0) H_{m(i)}(G(x, y, \xi(s_1), \eta(s_1))) + \\
 & + \int_{s_1}^{s_2} w(\xi(s), \eta(s) - 0) \frac{dH_{m(i)}(G(x, y, \xi(s), \eta(s)))}{ds} ds = \\
 & = [w(b_{i1}, b_{i2})] H_{m(i)}(G(x, y, b_{i1}, b_{i2})) - \\
 & - [w(a_{i1}, a_{i2})] H_{m(i)}(G(x, y, a_{i1}, a_{i2})) - \\
 & - \int_{A_i B_i} [w(\xi, \eta)] \frac{\partial H_{m(i)}(G(x, y, \xi, \eta))}{\partial s(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)}. \\
 & \int_{A_i B_i} [H_{m(i)}(\xi, \eta)] \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \tau^{(i)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} = \\
 & = [H_{m(i)} w(b_{i1}, b_{i2})] G(x, y, b_{i1}, b_{i2}) - \\
 & - [H_{m(i)} w(a_{i1}, a_{i2})] G(x, y, a_{i1}, a_{i2}) - \\
 & - \int_{A_i B_i} \left[\frac{\partial H_{m(i)}(\xi, \eta)}{\partial s} \right] G(x, y, \xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)},
 \end{aligned}$$

$$i = \overline{1, k}.$$

Similar transformations could be done for the curve l_0

at the points $T_j(t_{j1}, t_{j2})$, $j = \overline{1, m}$.

Given the expression for $Q_{n(i)}$, we get

$$\begin{aligned}
 W(x, y) &= \iint_B G(x, y, \xi, \eta) q(\xi, \eta) d\xi d\eta + \\
 & + \sum_{i=1}^k \left(- \int_{l_i} [Q_{n(i)}(\xi, \eta)]_{(\xi, \eta)} G(x, y, \xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)} + \right. \\
 & + \int_{l_i} \left[\frac{\partial w(\xi, \eta)}{\partial \eta^{(i)}} \right]_{(\xi, \eta)} M_{n(i)}(G(x, y, \xi, \eta))_{(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} - \\
 & - \int_{l_i} [M_{n(i)}(\xi, \eta)] \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial \eta^{(i)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & + \int_{l_i} [w(\xi, \eta)] Q_{n(i)}(G(x, y, \xi, \eta)) ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & + [w(a_{i1}, a_{i2})] H_{m(i)}(G(x, y, a_{i1}, a_{i2})) - \\
 & - [w(b_{i1}, b_{i2})] H_{m(i)}(G(x, y, b_{i1}, b_{i2})) + \\
 & + [H_{m(i)}(b_{i1}, b_{i2})] G(x, y, b_{i1}, b_{i2}) - \\
 & - [H_{m(i)}(a_{i1}, a_{i2})] G(x, y, a_{i1}, a_{i2}) + \\
 & + \int_{l_0} Q_{n(0)} G(x, y, \xi, \eta) ds_{(\xi, \eta)} - \\
 & - \int_{l_0} \frac{\partial w(\xi, \eta)}{\partial n} M_{n(0)}(G(x, y, \xi, \eta)) ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & + \int_{l_0} M_{n(0)}(\xi, \eta) \frac{\partial G(x, y, \xi, \eta)}{\partial n^{(0)}(\xi, \eta)} ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & + \int_{l_0} w(\xi, \eta) Q_{n(0)}(G(x, y, \xi, \eta)) ds_{(\xi, \eta)} + \\
 & + \sum_{j=1}^m (w(t_{j1}, t_{j2}) (H_{m(01)}(G(x, y, t_{j1}, t_{j2})) - \\
 & - (H_{m(02)}(G(x, y, t_{j1}, t_{j2})) - \\
 & - G(x, y, t_{j1}, t_{j2}) (H_{m(01)}(t_{j1}, t_{j2}) - H_{m(02)}(t_{j1}, t_{j2}))) ,
 \end{aligned}$$

there $n^{(01)}$ and $n^{(02)}$ – normal direction at the point $T_j(t_{j1}, t_{j2})$, corresponding to the beginning and end of a bypass l_0 from T_j in T_j ($j = \overline{1, m}$). If the curve $l_i = A_i B_i$ has no points in common with l_k ($k \neq i$), then as a result of continuous jumps on the l_i outintegrated terms at the

points A_i and B_i equals zero. From four integrals at usually unknown jumps are contained in two. If models the crack, the unknowns are the jumps of deflection and the normal angle of inclination. If simulates the thin insert rigidly engaged with the plate, the unknown jumps moment and generalized shear force. Knowing the two boundary conditions on and two conditions on $(\cdot)$, to find the unknown functions can be obtained the system of boundary integral equations possibly strongly singular.

Conclusions

Obtained an integral representation for the deflection of the anisotropic plate containing defects (curves on which the discontinuities of the first kind: deflections, tilt angles, moments or generalized shear forces). The resulting representation allows us to reduce the boundary value problem of the bending to a system of integral equations.

Literature

1. Попов Г. Я. Концентрация упругих напряжений возле штампов, разрезов, тонких включений и подкреплений / Попов Г. Я. – М. : Наука, 1982. – 344 с.
2. Морарь Г. А. Метод разрывных решений в механике деформируемых тел / Морарь Г. А. – Кишинев : Штинца, 1990. – 130 с.

3. Крауч С., Старфилд А. Методы граничных элементов в механике твердого тела. – М. : Мир, 1987. – 326 с.
4. Левада В. С. О разрывных решениях в теории анизотропных пластин / В. С. Левада, В. К. Хижняк // Прикладная механика, 1997, т. 33. – № 8. – С. 89–91.
5. Левада В. С. О концевом граничном элементе трещины в плоской задаче теории упругости для анизотропных сред (случай разных корней) / В. С. Левада, П. В. Цокотун // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 2. – С. 99–102.
6. Левада В. С. Построение фундаментального решения для задачи изгиба анизотропной пластины / Левада В. С. – Запорожье, 1996. – 8 с. – Рукопись. Деп. в ГНТБ Украины № 476. – Ук96.
7. Левада В. С. Изгиб полубесконечной анизотропной пластины с жестко закрепленным краем, находящейся под действием сосредоточенной загрузки / В. С. Левада, В. К. Хижняк, Т. И. Левицкая // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 2. – С. 117–119.
8. Левада В. С. Изгиб полубесконечной анизотропной пластины с шарнирно-опертым краем, находящейся под действием сосредоточенной загрузки / В. С. Левада, В. К. Хижняк, Т. И. Левицкая // Методи розв'язання прикладних задач механіки деформівного твердого тіла, 2012. – Вип. 13. – С. 254–259.

Одержано 28.07.2015

Левада В.С., Хижняк В.К., Левицкая Т.И. Интегральные подання розрывного розв'язку задачі згину анізотропної пластини

Опираючись на співвідношення, що зв'язують похідні прогину, як узагальненої функції, зі звичайними похідними, одержали диференціальне рівняння, у правій частині якого містяться узагальнені функції, що мають стрибки прогину, кутів нахилу, моментів і узагальнених перерізних сил. Розв'язок рівняння отримано у вигляді згортки фундаментального розв'язку із правою частиною. Зі знайденого подання можуть бути отримані граничні інтегральні рівняння (ГІР) для розв'язання поставленої задачі. Ці ГІР можуть вирішуватися методом граничних елементів.

Ключові слова: згин, анізотропна пластина, дефекти, розрывний розв'язок, узагальнена функція, крайова задача.

Левада В.С., Хижняк В.К., Левицкая Т.И. Интегральное представление разрывного решения задачи изгиба анизотропной пластины

Опираясь на соотношения, связывающие производные прогиба, как обобщенной функции, с обычными производными, получили дифференциальное уравнение, в правой части которого содержатся обобщенные функции, имеющие скачки прогиба, углов наклона, моментов и обобщенных перерезывающих сил. Решение уравнения получено в виде свертки фундаментального решения с правой частью. Из найденного представления могут быть получены граничные интегральные уравнения (ГИУ) для решения поставленной задачи. Эти ГИУ могут решаться методом граничных элементов.

Ключевые слова: изгиб, анизотропная пластина, дефекты, разрывное решение, обобщенная функция, крайовая задача.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ПРО ДЕЯКІ ТЕРМІНОЛОГІЧНІ ПОМИЛКИ У НАУКОВИХ ПУБЛІКАЦІЯХ

Наукові публікації, підручники, методичні посібники, які видаються українською мовою, останнім часом нерідко мають стилістичні, фразеологічні та термінологічні помилки.

Українській науково-технічній спільноті, яка навчалася, спілкувалася і писала свої твори російською мовою, часто дуже важко перейти до використання питомих українських термінів і словосполук, особливо коли вони не співпадають зі звичними (російськими). На це є багато причин. У цій статті зроблена спроба проаналізувати їх та навести приклади правильного використання чинної української наукової термінології.

Одна з причин таких помилок – спроба піти найлегшим шляхом. Наприклад, використати яку-небудь систему автоматичного перекладу. Але автомат не розуміє багатозначності деяких понять і не знає, яке саме треба використати у даному контексті. Тому й виникає «електрохарчування» замість «електроживлення». Автомат перекладає навіть «ГОСТ ... - 85» як «ДСТУ ... - 85», хоча у 1985 році не було ніякої держави України зі своїми власними стандартами. Вирази типу «показатель (чого-нибудь) составляет...» перекладаються як «показник (чого-небудь) складає...». Термін «складати» за словником [1] означає розмішувати у певному порядку, збирати до купи, з'єднуючи окремі частини, отримувати єдине ціле. Якщо мова йде про «бути чимось, складати якусь кількість, сукупність», треба використовувати термін «становити».

Іноді людина орієнтується на власні уявлення про терміни, сталі вирази, особливо коли вони співзвучні російським. Наприклад, «вірне рішення». Згідно з [1] слово «**вірний**» означає такого, хто постійний у поглядах, почуттях; хто відповідає певним правилам або дотримується догматів тієї чи іншої релігії. Точному результату, рішенню відповідає термін «**правильний**». Часто можна зустріти переклад виразу «в качестве фактора...» як «**в якості** чинника...», а повинно бути «**як** чинник...». Аналогічно має бути «брати участь» замість «приймати участь», «засвідчувати» замість «завіряти» і т.п.

У технічній літературі іноді зустрічаємо вирази типу «енерго**зберігаючі** технології». Згідно з [1] поняття «збереження», «зберігати» означає: «зберігати, тримати цілим; тримати що-небудь, оберігаючи від псування». Тобто цей термін підходить до діяльності музеїв, складів. Якщо мова йде про електричну чи яку-небудь іншу енергію або гроші, то їх можна «зберігати невитраченими; нагромаджувати внаслідок дбайливого використання» [1]. Цим діям відповідає українське слово «**заощаджувати**». Отже, логічним буде використання термінів, подібних до «енерго**ощадних** технологій».

Аналогічна справа з «оточуючим середовищем». Термін «**оточуючий**» у словнику [1] має помітку «рідко». Власне «оточення» означає будь-яку навколишню обстановку, яка оточує кого-небудь. Словник наводить поняття «навколишнє середовище» з поміткою «тільки недок.», тому що термінологічні стандарти для цього поняття передбачили термін «**довкілля**» [2].

Ще один шлях – некритичне використання запозичень або кальок з інших мов. Звичайно, запозичення необхідні, якщо вони збагачують мову, дозволяють описовий термін з декількох слів замінити одним словом. Сьогодні у науковій літературі з'явилася безліч запозичених термінів переважно англійського походження, які використовуються не завжди доречно. Справа фахівців проаналізувати їх і, можливо, знайти їм відповідники в українській мові.

Однак найбільше кальок з російської мови.

Наприклад, досить часто в українських науково-технічних текстах можна зустріти термін «**деформація**» для означення і процесу зміни форми чи розмірів тіла без зміни маси, і для визначення величини цієї зміни. Це пов'язане з тим, що звична нам російська мова в обох випадках використовує саме цей єдиний термін. Проте українські термінологічні словники [1–3] для означення процесу зміщення точок тіла під час його навантаження використовують термін «**деформування**», а для означення його кількісної характеристики – термін «**деформація**».

Багатозначний російський термін «течение» може означати і рух води у річці, і зміну часу, і деформування металу під дією сили. В українських текстах рух металу при деформуванні нерідко називають «течією». Словник [1] називає «безперервний рух великої кількості чого-небудь» **плином**. В українській мові «течія» скоріше означає рух води у річці, а при обробленні тиском руху металу більше підходить термін «**плин**». Звідси й похідні від нього терміни: «**плинність**», «**кридиноплинність**».

«Прокатка». У багатьох україномовних публікаціях та у словнику [4] це просто «прокатка», «rolling». Словник [2] наводить переклад «вальцювання», а словник [5] – «прокатування». Словник [6] перекладає термін «rolling» як «вальцювання, прокатування». Тобто, у даному випадку для позначення процесу мають право на існування обидва терміни: і «**вальцювання**», і «**прокатування**».

«Рост» (наприклад, зерна у металах). Словник [4] має один переклад: «ріст (зерна)», «(grain) growth». Словник [2] дає «зростання (тріщини)», а словник [5] – збільшення, зростання». Словник [6] дає повніший переклад: «зростання, приріст, ріст». Щоб уникнути калькування, в українській мові для позначення процесу збільшення розміру слід використовувати термін **«зростання»**, а для позначення кількісної характеристики – **«ріст»**.

ДСТУ 2825-94 [7] вважає, що «здатність об'єкта зберігати при навантаженні стан, що відповідає його функціональному призначенню», – це **«несівна здатність»**. Це пряма калька з російської «несущей способности». Тлумачний словник [1] пояснює, що українське слово «несіння» та похідні від нього прикметники пов'язані з кладкою яєць птахами. Словник [2] дає з цього приводу таке пояснення. Російське слово «несущий» слід перекладати як «носієний», якщо мова йде про властивість матеріалу, конструкції. Слово «способность» перекладається як «здатність», якщо мається на увазі властивість, і як «спроможність», якщо треба передати можливість об'єкта виконувати притаманну йому функцію. Власне ця спроможність означає по своїй суті можливість конструкції **витримати** навантаження під час експлуатації. Враховуючи все вищезазначене, треба визнати термін «несівна здатність» недоцільним до вживання. НТК з питань термінології при Держспоживстандарті України рекомендував замість нього термін **«тримкість»**.

Треба зазначити, що у деяких випадках спостерігається необґрунтоване намагання повернутися до термінології 20-х років минулого століття. Наведемо декілька прикладів.

«Заготовка». Як напівпродукт, «workpiece», у словнику [4] цей термін перекладається як «заготовка». У словнику [2] напівпродукт називається «заготівень». У словнику [5] переклад розширюється: «заготовка, заготівка, заготованка». Причому, біля останнього є помітка: для металів. З урахуванням практики, що склалася на сьогодні, для металевого напівфабрикату краще залишити термін **«заготовка»**.

«Лист (металлический)» у словниках [2, 4] перекладається як «лист», «sheet», а у словнику [5] – як «аркуш» для сталі та скла. Словник [6] перекладає термін «metal sheet» як «лист металу». Отже, термін «аркуш» варто застосовувати для паперу, картону, дикту і т.п., а для металу – **«лист»**.

«Усадка». Словники [4, 5] перекладають цей термін, який означає зменшення розмірів вилівка під час кристалізації, однаково: «усадка», «shrinkage». У словнику [2] процес зменшення розмірів позначається як «осідання», його наслідок – як «осід», а у словнику [6] відповідно – «зсідання» і «зсідлість». Проте від останніх важко утворити похідні терміни, наприклад, перекласти термін «усадочная раковина». У словниках [4,5] пропонується: «усадочна раковина», «shrinkage cavity». Словник [2] називає раковину на металі «сказ». Словник [6] перекладає згаданий вище англійський термін як «зсіла раковина». Враховуючи досвід сучасної наукової літератури, на нашу думку, варто використовувати терміни **«усадка»** і **«усадкова раковина»**.

«Сплав» і «стоп». Більшість словників [1–5] розглядають процес переходу речовини з твердого стану у рідкий внаслідок нагрівання і як «плавлення», і як «топлення». Тому похідні від них терміни утворюються на основі коренів **–плав-** і **–топ-**.

У словнику [1] термін «сплав» означає складну речовину, яка утворюється при твердінні рідких систем з двох або більше простих речовин. Сплав отримують **сплавленням** – з'єднанням шляхом плавлення вихідних компонентів [1]. Проте словник [3] визначає, що таку складну металеву речовину можна отримати **стопленням** вихідних компонентів. А під «сплавом» він розуміє сплавляння деревини річками. Одночасно словник [1] зауважує, що стоп – «те саме, що й сплав» і стоплювати – це «розплавивши кілька речовин, з'єднати їх в одне ціле».

Отже, за своєю етимологією (сплавляти, стоплювати) терміни **«сплав»** і **«стоп»** мають однакове право на існування і використання у науково-технічних текстах. Тим більше, що за часи радянської влади термін «сплав» набув в українській мові значного поширення як запозичення з російської мови.

У деяких випадках доводиться чути, що української наукової термінології немає. Це не відповідає дійсності. Практично для всіх галузей науки і техніки розроблені термінологічні стандарти, які з часом удосконалюються. Фахівцю треба знайти їх, ознайомитися і побороти своє несприйняття термінів, які здаються йому неправильними.

Серед термінологічних стандартів дуже важливим для практичного використання є ДСТУ 3966:2009 [8]. Справа у тому, що російські терміни, пов'язані з діями, процесами, явищами можуть перекладатися на українську мову по-різному залежно від контексту. Інакше кажучи, одному російському терміну в українській мові відповідає декілька різних термінів. При перекладі стандарт вимагає відрізняти, що означатиме український термін: дію, подію чи наслідок. Адже у російській мові всі вони позначаються одним словом.

Під **дією** розуміють процес, який ще не скінчився, відбувається зараз. Відповідні терміни утворюються від дієслів **недоконаного** виду за допомогою суфіксів **–нн-** та **–тн-**. **Подія** означає те, що вже відбулося, сталося. Ці терміни дозволяють розглядати технологічний процес, процедуру в цілому. Вони утворюються від дієслів **доконаного** виду. **Наслідок** – це результат процесу: виріб, документ і т.п. Ці терміни можуть не мати спільного кореня з термінами, які означали відповідну дію.

Розглянемо декілька прикладів.

«Обработка» (у тому числі й «термообработка»). Словник [2] як переклад наводить три терміни: «обробляння, оброблення, обробіток»; словник [5] – «обробляння, оброблення, обробка». Словник [6] перекладає термін «treatment»

як дію «обробляння, опрацювання» і як наслідок – «обріб». Звична більшості з нас «обробка» означає лише наслідок.

«Нагрів». Словник [5] розрізняє дію – «нагрівання» і результат – «нагрів». Словник [2], як і словник [6], наводить всі три терміни згідно з ДСТУ [8]: «нагрівання, нагріття, нагрів».

«Отжиг». У словнику [5] маємо лише означення процесу: «відпалювання (металу)», у словниках [2, 6] є три терміни – «відпалювання, відпалення, відпал».

«Отпуск». Словник [5] наводить два терміни: «відпускання, відпуск (результат)», а словники [2, 6] всі три – «відпускання, відпущення, відпуск».

Аналіз використання української науково-технічної термінології у наукових публікаціях показує, що на сьогодні зберігаються певні розбіжності у використанні деяких термінів. За наявності великого обсягу чинної термінології треба уникати калюк, канцеляризмів, іншомовних запозичень. Термінологічні непорозуміння пов'язані скоріше з лінощами або небажанням добирати питомі українські слова і терміни. Треба лише виявити інтерес, зацікавленість у точному терміні або вислові. Не треба боятися багатозначних термінів для означення того чи іншого процесу (явища), а треба уникати помилок, неточностей, невластивих українській мові термінів.

Список літератури

1. Великий тлумачний словник сучасної української мови / Уклад. і голов. ред. В.Т.Бусел. – К., Ірпень: ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.
2. Російсько-український словник з інженерних технологій / Укл. М.Ганіткевич, Б.Кінаш. – Львів, 2004.
3. Російсько-український науково-технічний словник / Укл. В.Перхач, Б.Кінаш. – Львів: Обл. кн. друкарня, 1997. – 456 с.
4. С.І.Пінчук, С.І.Губенко. Фізичне матеріалознавство. Російсько-українсько-англійський термінологічний словник. – Дніпропетровськ : РВА «Дніпро-VAL», 2009. – 380 с.
5. Онлайн-словник ABBYY Lingvo www.lingvo.ua/uk/Translate/ru-uk/
6. О. Кочерга, Є. Мейнарович Англійсько-українсько-англійський словник наукової мови (фізика та споріднені науки) ; ч. I – англійсько-українська. Вінниця : Нова книга, 2010. – 1384 с.
7. Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять: ДСТУ 2825-94. – [Чинний від 1998-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1998. – 42 с.
8. Термінологічна робота. Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять : ДСТУ 3966:2009. – [Чинний від 2010-07-01]. – К. : Держстандарт України, 2010. – 32 с.

Одержано 23.04.2015

© Канд. техн. наук В. М. Плєскач

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Pleskach V. About some terminological errors in scientific publications

СУЧАСНЕ ВИКОРИСТАННЯ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ

Вступ

Сучасне промислове виробництво значну увагу приділяє створенню нових машин та механізмів з високими робочими параметрами завдяки використанню деталей з високим рівнем технологічних і споживчих властивостей. Саме високощільні деталі відповідають таким вимогам та використовуються у галузі автомобілебудування, машинобудування, прокати та ін.

Сьогодні існує велика кількість альтернативних методів отримання високощільних деталей з високими показниками технологічних та експлуатаційних властивостей. Вибір методу виробництва таких деталей залежить від їх розмірів, вимог та рівня фізико-механічних властивостей, та ін.

До того ж сучасний споживчий ринок високощільних виробів потребує деталей, щільність яких наближена до теоретичних значень, що можна досягти завдяки використанню нових технологій плавки та пресування під високим тиском [1].

Міцність деталей, отриманих порошковою металургією, у середньому менше литих, що пояснюється впливом структури матеріалу. З метою покращення експлуатаційних властивостей деталей, доцільно використовувати прогресивні технології пресування, які б задовольняли високим вимогам, що висуваються для підвищення довговічності та надійності деталей машин. Однією з перспективних технологій сьогодення є гаряче ізостатичне пресування (ГІП). За умови, досить високого розвитку апаратів високих та надвисоких тисків, та унікальності впливу, ізостатичне пресування має безумовні переваги у порівнянні з традиційними технологіями обробки металів тиском та температурою [2]. Але, через високу ресурсоемність, технологічність, вартість та не велику доступність обладнання, існує багато невирішених питань, пов'язаних як з фізикою процесу такої технології, так і з її впливом на матеріали, що обробляються. Тому актуальним є детальний аналіз існуючих методів ізостатичного пресування та розробки нових експериментальних установок ГІП, які дозволять отримати відповіді на невирішені питання науки в цій галузі.

Постановка задачі

Метою роботи є детальне вивчення історії розвитку ізостатичного пресування. Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

- розглянути існуючі методи барометричної і баротермічної обробки матеріалів;
- виявити галузі промисловості, в яких застосовується ГІП;
- вивчити вплив ГІП на властивості і структуру матеріалів, що обробляються.

Історія розвитку ізостатичного пресування. Поняття баротермічної обробки

Основні досягнення в галузі високих тисків та їх впливу на властивості матеріалів відносяться до 30-х років ХХ-го століття в галузі теоретичної фізики та розвитку апаратів високого тиску. З наступним розвитком технологій і подальшим вивченням процесів обробки матеріалів високим та надвисокими тисками в середині двадцятого століття з'явилася методика, основним принципом якої стала барометрична обробка матеріалів у середовищі стиснутого газу або рідини. За своїм принципом рівномірності стискання матеріалу з усіх боків, ця методика отримала назву – ізостатичного пресування [23].

Головними параметрами барометричної обробки – є тиск, температура та час, які добираються таким чином, щоб у результаті впливу об'єкт набував максимальної або повної щільності. В сучасних установках ізостатичного пресування, залежно від цільового призначення, тиск та температури обробки можуть сягати відповідно 300 МПа і 3000 °С [4, 5].

Головними перевагами ізостатичного пресування є високі фізико-механічні характеристики матеріалів, що отримуються в результаті його впливу:

- рівномірність структури, щільності, текстури;
- мінімальні витрати, що, безумовно, дуже важливо під час обробки дорогих, жаротривких, токсичних або радіоактивних матеріалів;
- практично будь-яка складність форми виробів, які до того ж мають мінімальні потреби додаткової механічної обробки або, взагалі, відсутність необхідності до її проведення;
- унікальна можливість отримання різноманітних композиційних матеріалів.

Ізостатичне пресування потребує наявності високого тиску, яке створюється в ємностях стисненим інертним газом або рідиною. Тиснення відбувається або безпосередньо до виробу, який оброблюється, або до поверхні капсули, що містить порошок або рідину. Проблеми безпеки таких ємностей вирішувалися різними шляхами, завдяки чому багато роботи пророблено винахідниками для пошуку високих характеристик опору руйнуванню при циклічних

навантаженнях, тому сьогодні вони є практично безпечними.

Ізостатичне пресування існує двох типів – гаряче (ГП або HIP) та холодне (ХП або CIP). Установки ГП та ХП на прикладі обладнання QUINTUS шведської компанії ASEA показані на рис. 1. Холодне ізостатичне пресування відрізняється від гарячого відсутністю використання підвищених температур і проводиться у газовому або рідкому середовищі.

Технології ГП, як правило, використовуються для подальшої обробки ливарного виробництва деталей з металів або їх сплавів, або композиційних матеріалів. ХП використовується у випадках коли ГП технологічно не може бути застосоване для процесів ущільнення матеріалу. Наприклад, при виробництві вогнетривкої кераміки, обробки важких металів, тонкостінної кераміки, попереднього ущільнення металічних порошків тощо.

Практичне впровадження методу гарячого ізостатичного пресування спочатку було розроблене та використане в 1955 році колективом винахідників Battle Memorial Institute (США) для дифузійного зварювання під час виробництва тепловидільних елементів у ядерній промисловості та було назване «зварюванням тиском газу». З середини 1960-х років цю технологію почали широко застосовувати для усунення пор і мікродефектів у литих деталях [7].



а



б

Рис. 1. Обладнання QUINTUS шведської компанії ASEA: а – установка ГП; б – установка ХП [6]

Сьогодні ГП динамічно розвивається завдяки удосконаленню обладнання, що за останні 10–15 років дозволило суттєво зменшити вартість баротермічної обробки і значно сприяло розширенню сфери її застосування. Однак технологію ГП складно ввести у процес виробництва через його тривалість і неможливість безперервної роботи [7, 8].

Такі компанії як Howmet, PCC, Tiline (США), PCC France (Франція) і Tital (Германія) використовують ГП для обробки усієї номенклатури титанових виливків, які виробляються цими компаніями. Інші компанії, такі як Oremet, Rem Products (США), Titech International (Канада), Settas (Бельгія) і VMC (Японія) також використовують ГП у технологічному процесі виготовлення виливків та деталей [9].

Підвищення технологічних та експлуатаційних властивостей деталей завдяки використанню методу ГП. Усунення ливарних дефектів

ГП дозволяє усунути цілу низку ливарних дефектів, а саме мікропори в об'ємі виливків, поверхневі та глибинні дефекти. В переважній більшості, важливою перевагою устаткування ГП – є усунення таких дефектів без необхідності використання додаткової термічної обробки, що в свою чергу дозволяє значно скоротити та спростити технологічний процес отримання кінцевого виробу. Використання ГП у виробництві дає можливість одночасної обробки достатньо великої партії виливків та значно скорочує витрати на рентгенівський контроль [10–12].

У даний час видалення дефектів методом ГП використовується в промислових масштабах для таких матеріалів, як нержавіюча сталь, титанові і алюмінієві сплави, а також нікелеві та кобальтові сплави. Однак ГП гарантує покращення механічних властивостей навіть для звичайної вуглецевої литої сталі, яка набуває механічні характеристики, аналогічні виробам, отриманим деформуванням. Алюмінієве литво після баротермічної обробки також підвищує пластичність і опір циклічному і термічному руйнуванню.

Видалення пористості поблизу поверхні виливків значно покращує якість механічно обробленої поверхні, надає високі показники зносостійкості.

Дуже розповсюджене використання технології баротермічної обробки в авіабудуванні як під час виготовлення відповідальних деталей, так і під час проведення ремонтно-відновлювальних робіт.

Під час виробництва литих робочих лопаток турбіни ГТД із жароміцного сплаву ЖС26-ВИ, навіть у процесі направленої кристалізації виникають внутрішні дефекти у вигляді мікропористості та усадкових дефектів (рис. 2) [13].



a



б

Рис. 2. Мікроструктура робочої лопатки із сплаву ЖС26-ВИ до обробки ГП: *a* – $\times 200$; *б* – $\times 500$

Дослідним шляхом доведено, що гаряче ізостатичне пресування при температурі 1250 °С та тиску 170 МПа сприяє підвищенню якості виробів за рахунок стабілізації структури та механічних властивостей у результаті усунення мікропористості (рис. 3).



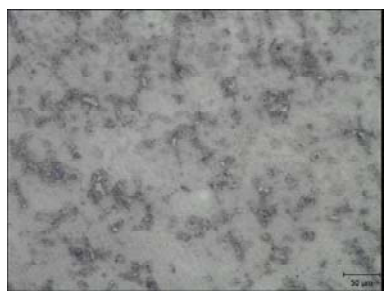
a



б

Рис. 3. Мікроструктура робочої лопатки із сплаву ЖС26-ВИ після процедури обробки ГП: *a* – $\times 200$; *б* – $\times 500$

Однак через збільшення щільності має місце виникнення локальних концентрацій у зонах «заліковування» мікропор та біля карбідів. У зв'язку з чим, для гомогенізації та релаксації напружень наведених у процесі ГП, а також підвищення структурної однорідності сплаву існує необхідність у додатковій стандартній термічній обробці при температурі 1265 °С упродовж 1 години 15 хвилин (рис. 4) [14].



a



б

Рис. 4. Мікроструктура робочої лопатки із сплаву ЖС26-ВИ після процедури обробки ГП та стандартної термічної обробки: *a* – $\times 200$; *б* – $\times 500$

Таким чином, вельми ефективна методика ГП і при відновленні турбінних лопаток, які є найбільш навантаженими деталями газової турбіни через високі температури робочого середовища та механічні навантаження. З часом ці несприятливі умови роботи змінюють мікроструктуру матеріалу лопаток, погіршуючи їх механічні характеристики. Операції з відновлення лопаток, які виробили свій ресурс, включають зварювання, термічну обробку, нанесення покриттів та ГП. Метою цих заходів є видалення порожнечі і тріщин та відновлення механічних властивостей лопаток до вихідного стану. Слід відзначити, що ГП у цьому випадку видаляє також і мікротріщини, які з'явилися при відновлювальному зварюванні.

Крім того, що технологія ГП ефективно бориться з можливими внутрішніми дефектами виливок, які виникають внаслідок виробництва або при відновлювальних процесах, баротермічна обробка дає можливість якісно змінювати структуру та покращення фізико-механічних властивостей матеріалів, що оброблюються.

Доречною є ГП при виробництві виробів з твердих сплавів, так, наприклад, під час обробки WC-Co, міцність на згин підвищується в середньому на 30 % і досягає максимального значення 2500 Н/мм² при вмісті зв'язувального металу 10 % [15].

Сучасні методи отримання алюмінієвих виливків не завжди забезпечують потрібну якість матеріалу деталей. Як показує практика, одним із шляхів підвищення експлуатаційної надійності роботи циліндропоршневої групи форсованих багатопаливних ДВС є застосування високкремністих алюмінієвих сплавів в якості матеріалу поршнів. Однак виливки з цього сплаву, отримані литтям у кокіль, не можуть бути використані як заготовки важконавантажених поршнів, через низький рівень механічних властивостей матеріалу, а також наявності дефектів ливарного походження. Гаряча ізостатична обробка виливків, отриманих методом рідкого штампування дозволяє істотно підвищити комплекс механічних властивостей матеріалу АЛ-25 (межа міцності на 19,5 %, межа текучості на 17,2 %, відносне подовження на 29 %, твердість – без зміни) при оптимальних параметрах тиску 150 МПа, температурі 460 °С, витримці 3 г [16].

Висновки

Завдяки отриманню високих показників механічних властивостей, усуненню цілої низки ливарних дефектів виробів після використання ГІП та вільному вибору у визначенні форми деталей дає можливість як оптимізації компонентів, отриманих з використанням звичайних технологій, так і створенню деталей, які не можуть бути вироблені іншими, традиційними способами. Завдяки цим перевагам, галузі застосування гарячого ізостатичного пресування швидко зростають і очікується, що протягом декількох років обсяги баротермічної обробки значно зростуть у різних галузях використання. Таким чином, ГІП доцільно використовувати для отримання відповідальних деталей та вирішення самих складних задач сучасного ливарного виробництва та матеріалознавства.

Список літератури

1. Кондаков, А. И. Выбор заготовок в машиностроении / А. И. Кондаков. – М. : Машиностроение, 2007. – 560 с.
2. Atkinson H. V. Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An overview / H. V. Atkinson, S. Davies // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2000. – Vol. 31(12). – P. 2981-3000. DOI: 10.1007/s11661-000-0078-2.
3. Appa Rao G. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718 / G. Appa Rao, Mahendra Kumar, M. Srinivas, D.S. Sarma // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – Vol. 355(1–2). – P. 114–125. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00079-0.
4. Influence of casting technique and hot isostatic pressing on the fatigue of an Al-7Si-Mg alloy / C.Nayhumwa, N. R. Green, J. Campbell // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32(2). – P. 349–358. DOI: 10.1007/s11661-001-0266-8.
5. Yongquan Ning. Recrystallization of the hot isostatic pressed nickel-base superalloy FGH4096: I. Microstructure and mechanism / Yongquan Ning, Zekun Yao, M.W. Fu, Hongzhen Guo // *Materials Science and Engineering : A*. – 2011. – Vol. 528 (28). – P. 8065–8070. DOI: 10.1016/j.msea.2011.07.053
6. Изостатические прессы промышленного назначения [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://www.ruscastings.ru/files/file406.pdf>
7. Процессы изостатического прессования : сборник статей / под ред. П. Дж. Джеймса. – М. : Металлургия, 1990. – 192 с.
8. Romano E. The Effect of Liquid Hot Isostatic Pressing on Fatigue Properties of Al Based Castings / E. Romano, M. Rosso, C. Mus // *Metallurgical science and Technology*. – 2001. – Vol.19. – №1. – P. 21–27.
9. Eridon J. M. Hot Isostatic Pressing of Castings [Electronic resource] / J. M. Eridon // *ASM Handbook. Volume 15. Casting – Metals Park : ASM International, 1988. – P. 408–416. – ISBN 0871700212.*
10. Blair M. Predicting the Occurrence and Effects of Defects in Castings / M. Blair, R. Monroe, C. Beckermann et al. // *JOM*. – 2005. – № 5. – P. 29–34.
11. Сергиенко О. С. Влияние параметров процесса горячего изостатического прессования на структуру и свойства сплава ВТ20Л / О. С. Сергиенко, В. В. Клочихин // *Литейное производство*. – 2013. – №5. – С. 13–15.
12. Сергиенко О. С. Компьютерная модель ликвидации внутренних дефектов титановых отливок для определения оптимальной конфигурации компенсаторов / О. С. Сергиенко, В. В. Лунев // *Металл и литье Украины*. – 2014. – № 7(254). – С. 29–32.
13. Оспенникова О. Г. Повышение свойств жаропрочного сплава ЖС6У-ВИ путем горячего изостатического прессования и последующей термической обработки / О. Г. Оспенникова, М. Р. Орлов // *Материаловедение*. – 2007. – № 9. – С. 32–36.
14. Исследование материала отливок из жаропрочного никелевого сплава после горячего изостатического прессования и термообработки / [П. Д. Жеманюк, В. В. Клочихин, Н. А. Лысенко, В. В. Наумик] // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – 2013. – Т. 3/12(63). – С. 21–25.
15. Schraven G. Isostatisch heissgepresste Hartmetalle / G. Schraven // *Industrie-Anzeiger*. – 1978. – Vol. 100(21). – P. 25–28.
16. Чуйкова Е. В. Влияние параметров горячего изостатического прессования на свойства сплава АЛ-25, закристаллизованного под давлением / Е. В. Чуйкова // *Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета*. – 2006. – № 33. – С. 29–31.

Одержано 03.06.2015

© **М. В. Чечель**

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Chechel M. The modern using of hot isostatic pressing

ФИНИШНАЯ ОБРАБОТКА ТОНКОСТЕННЫХ И СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ.

СООБЩЕНИЕ 1. АНАЛИЗ ФИНИШНО-ОТДЕЛОЧНЫХ МЕТОДОВ

Финишно-отделочная обработка деталей применяется во всех отраслях промышленности. Ее цель – размерная и декоративная отделка поверхностей, снятие заусенцев, очистка, повышение механических свойств деталей. Операции отделочно-зачистной и упрочняющей обработки составляют 10–20 % общей трудоемкости изготовления деталей, так как на многих предприятиях эти операции, особенно зачистку, выполняют вручную или с применением средств малой механизации [1 и др.].

В некоторых отраслях машиностроения, таких как авиационно-космическая, где из-за требования минимизации массы изделий практически все детали являются тонкостенными и сложнопрофильными; в приборостроении и медицине (изготовление протезов и проч.) часто возникает необходимость отделочной обработки поверхностей и кромок сложной конфигурации. В общем машиностроении доля таких деталей меньше, но они также часто являются ответственными и сложнагруженными. Финишная обработка таких сложнопрофильных и тонкостенных деталей еще более трудоемка; доля ручного труда, монотонного, ответственного и требующего неустанный внимания рабочего, – велика. При этом следует учитывать, что материалы, из которых они изготавливаются, – разного спектра обрабатываемости: от широкоприменяемых сталей и алюминиевых сплавов до труднообрабатываемых коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов на основе титана и никеля.

Дополнительные особенности, которые необходимо учитывать при финишной обработке таких деталей, следующие:

- минимизация силового давления на обрабатываемые поверхности;
- наличие труднодоступных мест для обработки, выступов, пазов и других элементов конструкции деталей сложного профиля;
- равномерность обработки поверхностей разных уровней и мест расположения;
- отсутствие неблагоприятных и наведение благоприятных свойств поверхностного слоя для ответственных и особоответственных деталей;
- отсутствие прижогов и минимизация теплового воздействия на детали.

Решение этих задач во многом зависит от выбранного метода финишной обработки и, соответственно, инструментов, которые при этом применяются.

При выполнении финишных операций обработки сложнопрофильных изделий различают три подхода к используемым инструментам:

- жесткий инструмент: либо профиль инструмента, либо его траектория движения должна точно повторять (копировать) форму обрабатываемой поверхности;
- нежесткий упругий инструмент: требования к точности выполнения вышеуказанных условий резко снижаются или отменяются;
- отсутствие инструмента – наличие рабочей среды различного наполнения (воздух, жидкость, абразивный песок, крошка абразивных кругов, галька, шарики, гранит, древесина, резина и проч.).

При анализе методов и инструментов, при их подборе для финишных операций необходим комплексный подход к оценке применяемого оборудования и оснастки, характеристик инструмента и его возможностей, результатов обработки и условий труда рабочих при ее выполнении.

С точки зрения применяемого оборудования стремятся к использованию универсальных станков, верстаков, устройств, стандартного вспомогательного инструмента и оснастки. При применении специального оборудования, по возможности, увеличивают его универсальность, т.е. номенклатуру обрабатываемых на нем деталей и их типоразмеров, с целью минимизировать затраты. Учитывают затраты на дополнительную электроэнергию (например, для электрохимических, электроконтактных, электроискровых и некоторых других методов) на дополнительные устройства и приборы, специальные СОТС, пасты, которые идут сверх обычных затрат.

Требования к инструменту (рабочей среде) включают: низкую стоимость его изготовления, ремонта, восстановления и утилизации, высокую износостойкость при его эксплуатации.

Обработка должна быть высокопроизводительной либо за счет возможностей метода и инструмента, либо за счет большого количества одновременно обрабатываемых деталей. Оценивают также качество обработанных поверхностей, в том числе и наведение благоприятных свойств поверхностного слоя.

Обращают также внимание на ухудшение условий труда рабочих при выполнении некоторых финишных операций: повышенный уровень шума, ультразвук, запыленность рабочего места, наличие паров едких жидкостей, щело-

чей, кислот и другие опасности для здоровья человека, и, соответственно, затраты на дополнительную вентиляцию, средства защиты, герметизацию и прочее.

Методы финишной обработки (рис. 1), применяемых для очистки, полирования, подготовки деталей под покрытия, безразмерного шлифования, упрочнения, зачистки, по одной из классификаций [2], разделяют на 5 групп.



Рис. 1. Классификация методов финишной обработки

Рассмотрим их с точки зрения возможности обработки сложнопрофильных поверхностей, труднодоступных мест, тонкостенных конструктивных элементов, удаления заусенцев и скругление острых кромок криволинейной формы.

Сразу можно отбросить методы, использующие так называемые жесткие инструменты – шлифовальные круги (в том числе и на резиновой и полимерной связке), притиры и прочее, не всегда дающие возможность обрабатывать даже простые фасонные поверхности, без обработки труднодоступных элементов, к тому же они имеют достаточно большое силовое воздействие на обрабатываемую поверхность, что делает нежелательным их применение для тонкостенных деталей, и вероятность наведения прижогов. К этому типу отнесем также инструменты, используемые для лезвийных (резцовый, дисковый, фрезерный, сверлильный, протяжной, обкатной и др.) методов и методов давления (валки, штампы), которые являются вспомогательными и используются для предварительной зачистки, удаления заусенцев, облоя; детали после них нуждаются в дополнительной доработке другими финишными методами [1, 2 и др.].

Методы химической и электрохимической групп, использующие в качестве инструмента рабочую среду – электролит, отличаются тем, что с их помощью можно обрабатывать тонкостенные и сложнопрофильные детали с труднодоступными участками, снимать заусенцы и т.п., однако они имеют несколько общих серьезных недостатков, один из которых – коррозионное воздействие и изменение химического состава тонкого поверхностного слоя – является причиной того, что методы этих групп не применяют для большинства деталей авиа-космической промышленности, и для ответственных деталей машин общего машиностроения, особенно тех, что работают с переменными нагрузками.

Методы, использующие свободный, несвязанный абразивный наполнитель, производят при обработке высокий уровень шума и запыленности, некоторые из них, например, методы галтовочной и вибрационной подгрупп [3] используют для финишной обработки сложнопрофильных наружных поверхностей деталей, внутренние поверхности и труднодоступные места обрабатываются с намного меньшей интенсивностью. Чаще всего их применяют только для мелкогабаритных деталей. Гидро- и пневмоструйные, турбоабразивные, магнитоабразивные методы [2–4 и др.], где направление и интенсивность рабочей абразивной среды (струи или потоков) можно регулировать, в том числе и спецметоды, такие как обработка в псевдосжиженном слое абразива в установках, конструируемых под отдельные группы деталей, ультразвуковая кавитационно-абразивная обработка, требуют специального оборудования, компрессоров, нагнетающих гидростанций, герметических камер и дополнительных средств защиты. Эти методы также характеризуются различной степенью шаржирования абразивными частицами, что является недопустимым для ответственных поверхностей деталей; иногда их применяют локально, если это возможно, либо закрывают определенные поверхности деталей защитными экранами, тарелками, дисками, кольцами, кожухами.

Самое большое распространение при финишной обработке сложнопрофильных тонкостенных деталей получили методы абразивной и ударной подгрупп, использующие нежесткие, гибкие или упругие инструменты, такие как абразивные эластичные круги, шкурки, абразивные ленты, лепестковые круги, инструменты на основе металлических и неметаллических волокон [1, 2, 5, 6 и др.].

Эти инструменты имеют свои характеристики, преимущества и недостатки и широко применяются для обработки тонкостенных деталей с простыми фасонными поверхностями. Эластичные полировальные круги (из фетра, войлока, текстиля, киперной ткани, матерчатые, бумажные и прочие) подвержены сильному износу, имеют малую производительность обработки. При обработке абразивной шкуркой качество обработки неравномерное, трудоемкость операций высока. Ленточное полирование отличается более высокой производительностью и лучшим качеством обработанной поверхности, но требует специального оборудования, СОТС, и к тому же абразивная лента, как и шкурка, интенсивно изнашивается. Лепестковые круги обеспечивают большую производительность, однако при обработке необходимо учитывать постепенный износ абразивных лепестков. Лепестковые и эластичные круги можно профилировать, абразивные ленты поджимают фасонными роликами для обработки относительно простых фасонных поверхностей, однако качественно и равномерно обработать труднодоступные места и конструктивные элементы сложнопрофильных деталей нельзя.

Одним из представителей данной группы инструментов является так называемая механическая щетка – инструмент вращательного действия на основе металлических и неметаллических волокон. Металлические щетки широко применяются для размерного (преимущественно – иглофрезы), безразмерного полирования, очистки, зачистки, плакирования, упрочнения поверхностного слоя деталей машин [1, 2, 5–7 и др.]. Щетки с металлическим волокном (иногда их называют щетки-крацовки) отличаются по типам, размерам и материалу рабочей части и благодаря упругим волокнам обеспечивают невысокий силовой уровень воздействия и обработку труднодоступных мест, что дает возможность применять их для тонкостенных деталей сложного профиля. При обработке дисковыми и цилиндрическими металлическими щетками в результате множественного ударного воздействия происходит упрочнение поверхностного слоя – он наклепывается [2], наводятся сжимающие остаточные напряжения, имеющие максимум на поверхности [1].

Для того, чтобы усилить ударный эффект проволоку делают гофрированной или оснащают щетки ударными элементами: шайбами, звездочками, пластинами и т.п.

Изменение структуры тонкого поверхностного слоя положительно влияет на некоторые эксплуатационные свойства деталей из сталей и сплавов, насыщение поверхностного слоя которых оксидами повышает поверхностную твердость. Например, в работе [6] установлено, что «высокая твердость и наличие тонких окисных пленок обеспечивает повышенную износостойкость поверхностей, обработанных щетками».

Однако этот эффект может действовать двояко [8, 9]. При взаимодействии стальных щеток с обрабатываемой поверхностью остается микрослой углеродистого металла ворса, способного окисляться и образовывать на поверхности ржавчину, например, на полированном граните.

Этот эффект переноса материала волокон на/в поверхностный слой детали в некоторых случаях используют напрямую для получения покрытий разного химического состава, а иногда волокна используют, в качестве носителей переносимого вещества. Таким образом обработка деталей металлическими щетками обеспечивает возможность формирования не только обычных, но и поликомпозиционных покрытий, содержащих в металлической матрице компоненты неметаллического происхождения [10].

Но иногда наблюдались случаи, когда после финишной обработки металлическими щетками и хранения на складе титановых деталей, их рабочие поверхности «ржавели». Так как посторонние окислы на особоответственных деталях из жаропрочных сталей и сплавов не допускаются, и к тому же после термообработки по ремонтной технологии на ЛЮМА-контроле наблюдалось свечение, щетки с металлическим ворсом на этих операциях применяют неохотно, несмотря на их преимущества для обработки сложнопрофильных деталей.

В результате можно сделать следующий вывод: из широкого перечня инструментов и методов финишной обработки для тонкостенных и сложнопрофильных изделий пригодны только немногие из них. Если эти детали относятся к особоответственным, то список методов еще более сужается. При требовании отсутствия на таких операциях ручного труда подход становится индивидуальным для каждого вида специфических деталей.

Список литературы

1. Машиностроение. Энциклопедия : в 40 т. / Ред. Совет : К.В. Фролов (пред.) и др. – М. : Машиностроение, 2000. Раздел III: Технология производства машин. Т. III-3: Технология изготовления деталей машин, 2002. – 839 с.
2. Кулаков Ю. М. Отделочно-зачистная обработка деталей / Ю. М. Кулаков, В. А. Хрульков. – М. : Машиностроение, 1979. – 216 с.
3. Богуслаев В. А. Финишные технологии обработки деталей ГТД / В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, В. Д. Мозговой // Вестник двигателестроения №1, 2009. – С. 71–78.
4. Технология производства авиационных двигателей / [В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, В. Ф. Мозговой, Е. А. Корневский]. –

- Издательский комплекс «Мотор Сич», г. Запорожье, 2000. – 944 с.
5. Евдокимов В. Д. Технология упрочнения машиностроительных материалов / В. Д. Евдокимов, Л. П. Клименко, А. М. Евдокимова – К. : НД «Профессионал», 2006. – 352 с.
 6. Серебrenицкий П. П. Обработка деталей механическими щетками / П. П. Серебrenицкий. – Ленинград : Лениздат, 1967. – 152 с.
 7. Леванцевич М. А. Технологические возможности покрытий, нанесенных металлическими щетками / М. А. Леванцевич // Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. В, Прикладные науки. – 2003. – Т.2, №4. – С. 53–55.
 8. Белевский Л. С. Металлизация поверхности стали металлическими щетками / Л. С. Белевский, Е. Г. Завалишина // Теория и практика процессов обработки композиционных и сплошных материалов : Межвузовский сборник научных трудов – Магнитогорск : МГМИ, 1990. – С. 88–92.
 9. Абрашкевич Ю. Д. Абразивные инструменты для обработки строительных материалов и горных пород / Ю. Д. Абрашкевич, В. А. Оглобинский, // Монтажные и специальные работы в строительстве №11–12. – 1996. – С. 27–28.
 10. Леванцевич М. А. Технологические возможности покрытий, нанесенных металлическими щетками / М. А. Леванцевич // Вестник Полковского государственного университета. Сер. В, Прикладные науки. – 2003. – Т. 2, № 4. – С. 53–55.

Одержано 12.05.2015

© **Д. Н. Степанов**

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Stepanov D. Finishing processing of thin-walled parts of complex profile

Report 1. Analysis of finishing-decorating methods

ФИНИШНАЯ ОБРАБОТКА ТОНКОСТЕННЫХ И СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ.

СООБЩЕНИЕ 2. ЩЕТОЧНЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ

Подобрать инструмент для финишной обработки тонкостенных и сложнопрофильных деталей непросто. Особенно, если необходимо соблюдать требования по минимизации доли ручного труда. Механические щетки с металлическим ворсом дают возможность механизации и автоматизации, хорошо себя проявляют при размерном и безразмерном полировании, очистке, зачистке, снятии заусенцев и проч., упрочняют обрабатываемые поверхности, однако невысокий период стойкости (излом ворсинок в месте заделки, высокая травмоопасность) и металлизация обработанных поверхностей сужают область применения металлических щеточных инструментов.

Часто волокна щеточного инструмента использовали как носителей абразивных шлифующих и полировальных паст [1]. Для этих целей применяли металлические щетки с тонким ворсом; параллельно с ними широко вошли в производство неметаллические щеточные инструменты вращательного действия. Материал волокон применяли различный: натуральная свиная щетина, натуральный волос (конский, крупного и мелкого рогатого скота, верблюжий, соболиный, барсучий, беличий, скунсовый, хорьковый и т.п.), хлопчатобумажная пряжа, растительные волокна (манильская и сизальская пенька, мексиканская трава, драцена, сорго) и др. Каждый из них имеет свою степень мягкости, эластичности и область использования. Недостатком является дороговизна и невысокая стойкость щеточных инструментов из них.

Хорошим заменителем натуральных материалов стал искусственный заменитель, так называемая синтетическая щетина. На начальном этапе развития полимерных материалов это были капрон, нейлон, перлон, дедерон. Эти волокна сохраняют свою прочность в сухом и влажном состоянии, способны окрашиваться, обладают блеском, эластичностью, стойкостью к щелочам и кислотам, действию высоких и низких температур, выдерживают воздействие горячей воды. Об этом свидетельствуют значения показателей, характеризующие, в частности, качество капрона, а именно: прочность на разрыв – от 2000 до 10000 МПа, временное сопротивление изгибу – 7000–10000 МПа; температура размягчения около 235 °С; водопоглощаемость – 7,6 %; удлинение при растяжении – 30–35 % [1]. Недостатком синтетической щетины является худшая (по сравнению с натуральной) степень удерживания на торцах щетинок абразивных материалов. Поэтому для изготовления щеточных изделий синтетические волокна применяются в чистом виде и в перемешку с натуральной щетиной или волосом. Однако синтетическая щетина незаменима в случае применения щеток в условиях сильнодействующих химических растворов и полирующих средств.

Необходимо отличать термин «полимерные щетки», применяющийся в физике полимеров в направлении, занимающимся наноструктурами. Здесь «полимерные щетки» представляют собой «монослой полимерных цепей, связанных с некоторой непроницаемой поверхностью концевыми группами». Их изучение дает возможность дальнейшего развития этого направления и практического применения полимеров с разнообразными особенностями поведения [2 и др.].

Чтобы сохранить преимущества синтетических волокон и уменьшить их недостаток, заключающийся в слабом удержании абразива, следующим этапом развития стали инструменты на основе полимерно-абразивных (ПА) волокон. На этапе расплавленного полимера в него добавляли абразив определенной зернистости, перемешивали, затем проводили экструдирование волокон, в которых абразивные зерна были равномерно распределены по объёму полимера. При этом отпала необходимость использовать шлифующие и полирующие абразивные пасты. Исследования по составу волокнообразующих полимеров, объёмному содержанию абразива, соотношению «зернистость – диаметр волокна» долгое время не публиковались. Первые полимерно-абразивные (ПА) инструменты, появившиеся на инструментальном зарубежном рынке, изготовлены фирмами «Hans Wehler», «Kullen&Mez», «Osborn», «Lippert», «Festo», которые использовали для щеточных инструментов полимерно-абразивные волокна фирм «Nybrad» и «Dupon». Технология изготовления ПА волокон является коммерческой тайной. При этом развитие химического производства в направлении изучения и получения новых видов полимеров, обладающих одновременно прочностью и упругостью продолжается. На рубеже 2000-х появилась отечественная фирма по изготовлению дисковых ПА инструментов «Пиранья». Постепенно эти инструменты начали продвижение на рынке, и все чаще их стали использовать в разных сферах и отраслях, открывая новые возможности их применения.

Волокно ПА инструментов (рис. 1) состоит из двух компонентов:

- полиамид (нейлон) – прочный и высокоэластичный полимерный материал, выступающий в качестве связующего элемента;
- абразивные зерна, непосредственно участвующие в процессе резания; материал абразива – электрокорунд нормальный 14А или карбид кремния 63С.

Процентное соотношение, в котором находится объем абразивных зерен в общем объеме материала волокна, составляет около 25–35 %. В противном случае, как показали исследования [3], ухудшаются усталостно-прочностные характеристики волокна.

ПА инструмент выпускается различной формы и конструктивного исполнения (рис. 2). Применение той или иной конфигурации обуславливается формой и кривизной обрабатываемой поверхности, а также свойствами поверхностного слоя, которые необходимо обеспечить.



Рис. 1. Волокна полимерно-абразивного инструмента



a



б



в



г



д



е



ж

Рис. 2. Виды полимерно-абразивных инструментов фирмы OSBORN [4]:

a – дисковый; *б* – цилиндрический; *в* – торцевой; *г* – концевой;
д – роликовый; *е* – дисковый лепестковый; *ж* – ершиковый

Благодаря широкому ряду вариантов настройки инструмента путем сочетания определенных параметров и режимов обработки возможно обеспечение высокой производительности и качества при выполнении финишных операций.

По результатам анализа немногочисленных информационных источников определяются наиболее перспективные направления использования щеточных полимерно-абразивных инструментов:

- автомобильная промышленность (удаление заусенцев с шестерен, зубчатых колес насосов и приводов, цилиндрических головок, картеров и других уплотняющих поверхностей; удаление легкой ржавчины кузова, черновое шлифование грунтовки путем придания равномерной шероховатости перед покраской);
- электроника (удаление заусенцев и тонкое шлифование пластин, печатных плат и схем);
- самолетостроение (удаление заусенцев и полирование);
- производство инструмента (удаление следов коррозии и реза, снятие фасок);
- обработка заготовок (удаление заусенцев с кромок и облоя после операций получения заготовки);
- химпром, синтетические материалы (придание шероховатости и матирования);
- деревообрабатывающая и мебельная промышленность (шлифовка дерева и клееной фанеры; шлифование деревянной мебели и панелей, снятие «вздыбившихся» после первого слоя лака ворсинок, особенно на рельефных поверхностях);
- горнодобывающая промышленность (обработка гранитных плит после их распиловки);
- нефтегазовая промышленность (очистка труб от ржавчины и грязи перед нанесением на них гидроизоляции).

Чаще всего ПА инструменты используют для отделочных и очистных работ.

Отличительными свойствами щеточных полимерно-абразивных инструментов, говорящими в пользу использования их в производстве, является:

- равномерный шлифовальный эффект, так как при износе материала подложки постоянно открывается новый абразивный материал;
- высокая упругость и гибкость без опасности разрушения;
- отсутствие засаливания материала рабочими отходами;
- возможность применения для влажных работ, так как полимер не абсорбирует значительных количеств охлаждающих или смазывающих веществ;
- устойчивость к воздействию слабых кислот и щелочей;
- большой срок службы при оптимальных режимах;
- высокое качество обработанной поверхности;
- высокая производительность обработки;
- небольшое прижимное усилие;
- незначительное выделение теплоты.

К тому же волокнистая структура ПА инструментов, повторяющая контур обрабатываемой поверхности, и также невысокое силовое давление в контактной зоне обеспечивает успешную финишную обработку тонкостенных и сложнопрофильных деталей.

ПА инструменты демонстрируют также такое преимущество гибких инструментов как снижение требований к точности взаимного расположения детали и обрабатывающего инструмента, уменьшается сложность движения инструмента, что делает автоматизацию и механизацию таких операций технически и экономически приемлемой, т.к. снижается стоимость автоматических устройств и их программирования, а также стоимость технического обслуживания.

Благодаря этому преимуществу даже для обработки поверхностей и кромок сложного профиля ПА инструментами есть реальная возможность механизации и автоматизации финишных операций без необходимости применения сложного и дорогостоящего оборудования, что позволяет существенно повысить производительность обработки и исключить ручной труд или значительно снизить его долю.

Основное ограничение инструментов, содержащих полимеры, это строгое соблюдение температурного режима из-за низкой температуры плавления основы или связки [5, 6 и др.].

С другой стороны, обработка ПА инструментами сопровождается невысоким уровнем температур, что важно для тонкостенных деталей, а также материалов, склонных к перегреву и прижога.

Износ ПА инструментов при соблюдении рациональных условий и режимов обработки протекает неинтенсивно – постепенно полимер в волокнах изнашивается, на концах волокон непрерывно открываются новые режущие края абразивного наполнителя. Это обеспечивает «чистый» инструмент с долгим сроком службы и минимальной правкой.

Полимерно-абразивный инструмент имеет следующие технические характеристики (рис. 3):

- диаметр инструмента D – находится в пределах 6...350 мм;
- ширина рабочей части инструмента B – зависит от конструктивного исполнения инструмента;
- длина свободной части волокна L – зависит от конструктивного исполнения и достигает 60 мм;

- диаметр волокна d – наиболее распространенный 0,6...1,5 мм;
- материал абразивных зерен – электрокорунд нормальный 14А или карбид кремния 63С;
- зернистость абразива – наиболее распространена F80 – F290.

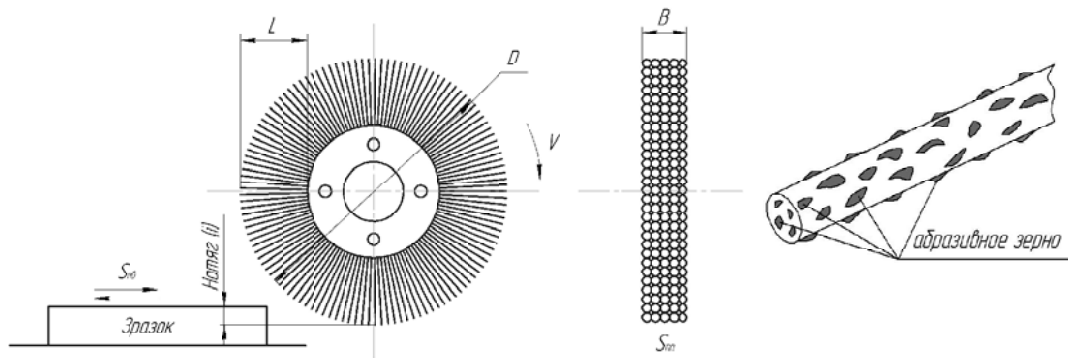


Рис. 3. Параметры и кинематика движений при обработке дисковым ПА инструментом

Режимы обработки выбираются в зависимости от вида и параметров ПА инструмента от цели и условий обработки и материала детали:

- скорость резания V ;
- подача инструмента (продольная подача $S_{пр}$, поперечная подача на ход или двойной ход S_{II}); выбираются в зависимости от условий обработки и обрабатываемого материала;
- количество двойных ходов N ;
- натяг i – величина, на которую геометрический контур инструмента перекрывает геометрический контур поверхности изделия.

Рациональные режимы и условия обработки для отдельно взятого материала детали необходимо устанавливать в каждом конкретном случае, потому что информационно-литературных данных на сегодняшний день недостаточно, так как ПА инструменты относительно недавно появились на рынке инструментов.

Многообразие конструкций ПА инструментов, их универсальность позволяет применять их для совершенно различных тонкостенных деталей сложного профиля, особоответственных, сложнагруженных, с особыми требованиями к качеству поверхностного слоя, изготавливаемых из различных, в том числе и труднообрабатываемых материалов.

Список литературы

1. Серебrenицкий П. П. Обработка деталей механическими щетками / П. П. Серебrenицкий – Ленинград : Лениздат, 1967. – 152 с.
2. Бирштейн Т. М. Полимерные щетки / Т. М. Бирштейн // Соровский Образовательный Журнал. – 1999. – № 5. – С. 42–47.
3. Абрашкевич Ю. Д. Расширение области применения полимерно-абразивных щеток / Ю. Д. Абрашкевич, А. Н. Компанцев // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 1996. – № 1. – С. 9–14.
4. Каталог продукции фирмы «Osborn». 2008 г.
5. Устинович Д. Ф. Моделирование тепловых процессов при обработке тел вращения полимерно-абразивными щетками / Д. Ф. Устинович, В. М. Голуб // Вестник национальной академии наук Беларуси. – 2011. – № 2. – С. 62–68.
6. Абрашкевич Ю. Д. Рациональное применение полимерно-абразивных щеток / Ю. Д. Абрашкевич // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2007. – № 7. – С. 23–26.

Одержано 15.05.2015

© Д. Н. Степанов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Stepanov D. Finishing processing of thin-walled parts of complex profile.

Report 2. Tools based on polymer-abrasive fibers

УПЛОТНЯЕМОСТЬ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ФОРМОЙ ЧАСТИЦ

В последнее время получила широкое распространение 3-D печать промышленных изделий с использованием аддитивных технологий. В этом случае происходит послойное формирование промышленных объектов, причем изначально, каждый новый слой будущей конструкции представляет собой порошковую фракцию, состоящую из одинаковых или различных по форме частиц металлического материала. Обычно считают, что наилучшими по форме частицами являются сфероиды примерно одинакового размера [1]. В этом случае новый слой обычно уплотняют путем приложения незначительных поверхностных усилий (например, с помощью вращающегося валика). Поскольку последующая технологическая операция предусматривает спекание или проплавление слоя из такого рода частиц, то необходимо изначально предусмотреть возможность использования чисто термодинамических подходов для получения наилучших результатов как по времени завершения процесса сочленения слоев, так и по качеству получаемой поверхности.

Для того чтобы оценить возможности применения термодинамических принципов, рассмотрим ряд условных модельных представлений. На рисунках 1 и 2 показаны схемы плотной укладки (в нормальных сечениях) сферических частиц и частиц в виде многогранников простейшей удобной для анализа формы (кубической с возможными надрезами).

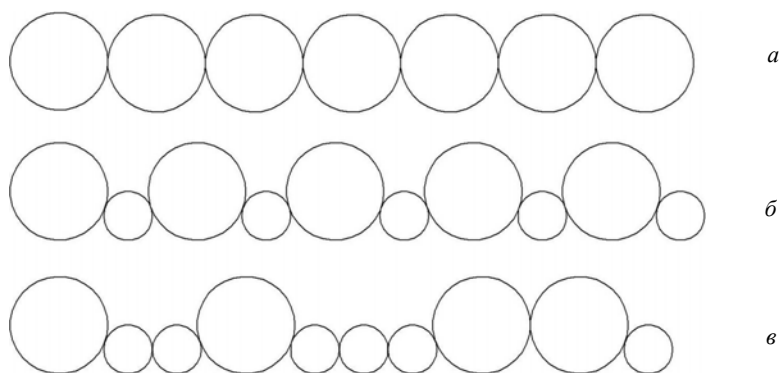


Рис. 1. Схематические изображения слоев порошков разного фракционного состава с частицами сферической формы (а, б, в)

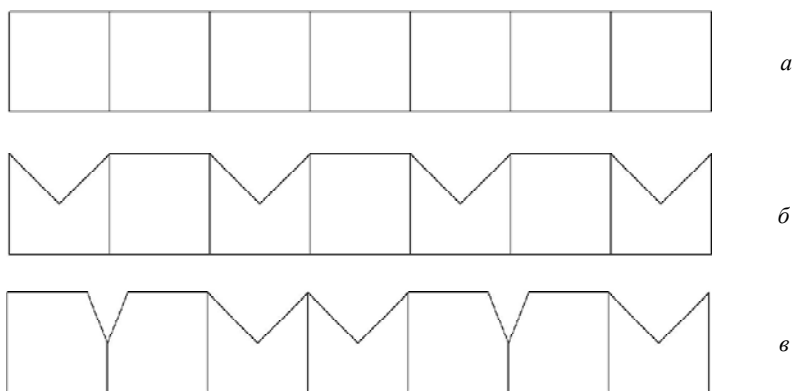


Рис. 2. Схематические изображения слоев порошков несферической формы (а, б, в)

Последние варианты могут выглядеть более предпочтительными с учетом чисто механического уплотнения при соприкосновении плоских граней частиц и появления внутренних термодинамических сил, стремящихся путем избыточных давлений сократить объемы надрезов остроугольной формы (см. рис. 2). На основании теории, изложенной в работе [2], такого рода давления создаются по линиям сочленения плоскостей надрезов из-за отсутствия в этих случаях эффекта гидростатичности, при котором давления по всей поверхности частицы являются одинаковыми (сжимающими) и нормальными в каждой точке гладкой искривленной поверхности.

Поскольку в рассматриваемом случае дискретные давления являются внутренними, то их действие помогает чисто диффузионным путем обеспечить быстрое залечивание данного вида несплошностей (остроугольных каналов). Это должно содействовать большей технологичности процесса формирования каждого последующего слоя будущего изделия.

Острота любой такой канавки вместе с ее глубиной обеспечивают величину избыточного давления, которое можно оценить по следующим формулам [2]:

$$\Delta p = k \frac{1}{a} \operatorname{ctg} \left(120^\circ - \frac{\theta}{2} \right); \quad (1)$$

где k – коэффициент пропорциональности; a – сторона канавки; θ – двугранный угол сечения свободной канавки,

$$\Delta p = c \frac{1}{l} \left(2 \cos \frac{\xi}{2} - 1 \right), \quad (2)$$

где c – коэффициент пропорциональности; l – среднее расстояние между канавками; ξ – двугранный угол пограничной канавки.

Причем, согласно существующей теории [2], при каждом определенном значении ширины стороны средней ширины сечения канавки уменьшение угла ξ приводит к увеличению давления только в определенном интервале значений этого числового параметра [2].

На рисунках 3 и 4 приведены реальные частицы титанового порошка сферической формы и частицами порошка титана, полученного, по технологии гидрирования дегидрирования [3]. Слои из таких частиц примерно отвечают рассмотренным выше упрощенным моделям разных типов укладки гипотетических частиц той или иной формы.

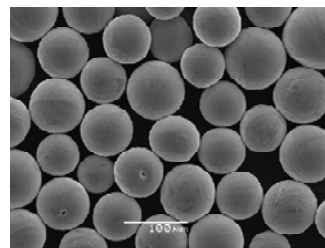
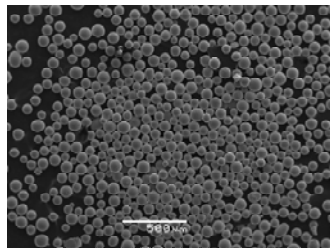


Рис. 3. Внешний вид сферического порошка в РЭМ

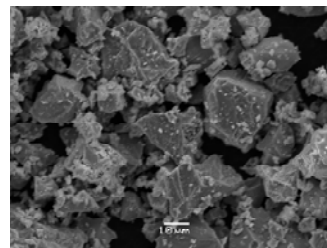
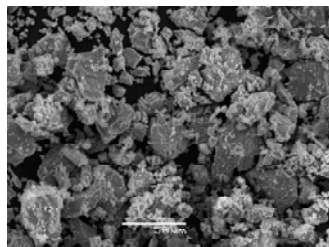


Рис. 4. Внешний вид несферического порошка в РЭМ

Вопрос о характере сопряженности частиц по контактным поверхностям (и точкам контакта) можно приблизительно решить с помощью прогона головки профилометра-профилографа вдоль и поперек насыпанных и закрепленных с подложкой порошковых слоев минимальной толщины (одинарной укладки) то есть слоев, имеющих минимальную высоту.

Для получения указанных объектов исследования нами были использованы стеклянные плоские образцы, покрытые тонким слоем маловязкой клеевой основы. Предварительные результаты экспериментов с использованием указанного выше прибора приведены на рисунке 5.

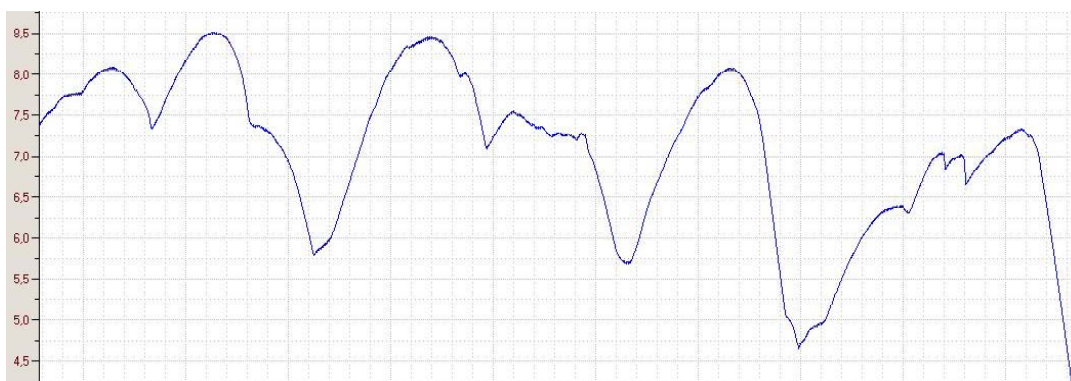
Они свидетельствуют о том, что в случае порошков различных фракций «наиболее гладкая» внешняя поверхность получается при использовании порошкового материала, в котором частицы имеют форму многогранников условно принимаемых за объекты, приближающееся по форме к частицам, в виде гексаэдров (кубов).

Все это свидетельствует о том, что ориентация на применение порошков такого типа (рис. 5, а, з) обещает при использовании аддитивных технологий хорошее исходное уплотнение, которое должно способствовать получению более плотных и однородных слоев 3-D образцов при их формировании путем послойного спекания или сплавления.

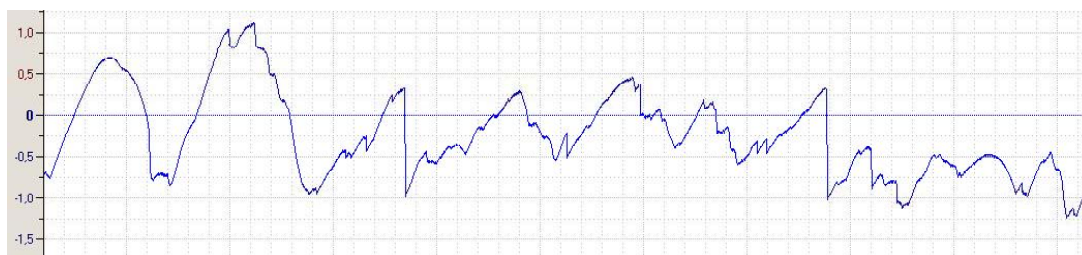
На рис. 6 приведена микрофотография многослойного образца из нелегированного титана (полученного сплавлением по технологии SLS – селективного лазерного спекания) виден достаточно хороший уровень сочленения слоев без каких либо видимых дефектов типа несплошностей (раковин, непроваров).



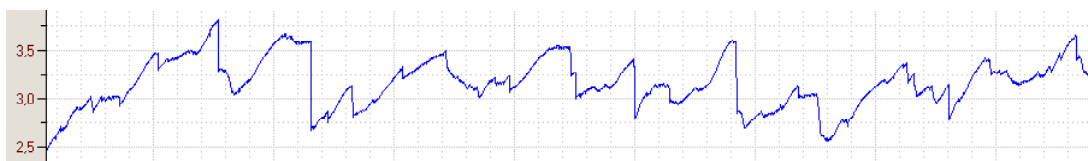
a



б



в



г

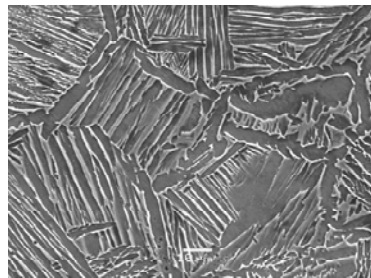
Рис. 5. Результаты исследования порошков на профилометре-профилографе:

a, б – сферический порошок фракции $-200+100$ мкм; *в* – несферический порошок фракции $-250+100$ мкм;
г – несферический порошок фракции -50 мкм

Приведенные результаты свидетельствуют о том, что имеется определенная перспектива замены дорогостоящего сферического порошка значительно более дешевыми порошками иного вида (порошками с частицами полиэдрической формы). Следует также ожидать, что в будущем удастся разработать аддитивную технологию 3-D печати, с использованием именно такого рода порошков, которая позволит существенно удешевить процесс получения изделий этим методом как по стоимости исходных материалов, так и по времени продолжительности технологического процесса. В конечном итоге, при использовании таких порошковых материалов окажется вполне реальным изготавливать в будущем различные детали авиационных двигателей (например, лопатки компрессоров газотурбинных двигателей).



a



б

Рис. 6. Микроструктура отдельного наплавленного слоя:

a – изображение получено в оптическом микроскопе;
б – изображение получено в растровом электронном микроскопе

Список литературы

1. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутылина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
2. Ольшанецкий В. Ю. Розробка наукових принципів керування структурно-енергетичним станом внутрішніх межових зон у металевих системах з метою поліпшення їх властивостей та службових характеристик : дис. ... доктора техн. наук : 05.16.01 / Ольшанецкий Вадим Юхимович. – 1993. – 378 с.
3. Єршова О. Г. Дослідження процесів гідрування-дегідрування титанового дроту / О. Г. Єршова // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – № 3. – С. 785–790.

Одержано 12.05.2015

© **Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, д-р техн. наук А. В. Овчинников,
 А. А. Джуган, О. А. Михайлютенко**

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Ol'shanetskii V., Ovchinnikov A., Dzhugan A., Mykhailiutenko O.

Compactability of powder materials with various particle shape

РАЗВИТИЕ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОФИЛЬНОГО МЕТОДА

Введение

Определение геометрических параметров качества поверхности с применением профильного метода в соответствии с ДСТУ ISO 4287-2002 [1] предусматривает разделение основного профиля на профиль шероховатости и профиль волнистости с использованием профильных фильтров (например, фильтра Гаусса) с длиной волны отсечки равной длине базовой линии. Такой подход позволяет выделить профиль шероховатости и получить оценки его геометрических параметров, но является достаточно условным, поскольку как физической, так и теоретически обусловленной границы между шероховатостью и волнистостью, определяемой на основе базовой длины, не существует [2, стр. 97; 3, стр. 9], что приводит к тому, что в полученном профиле шероховатости будет содержаться значительная доля профиля волнистости.

В статье [4] показано, что оценку геометрических параметров как шероховатости, так и волнистости для образцов 2–9-го классов чистоты поверхности, необходимо производить на длине не менее 10 мм и отказаться от понятия базовая длина, но ввести новое определение – минимально достаточная длина измерения.

Кроме того, существующие стандарты ISO [5, 6] предполагают следующий порядок преобразования общего профиля (total profile):

- преобразование общего профиля в основной профиль (подавление минимальной длины волны, которую можно считать цифровым шумом измерителя и преобразователя сигнала);

- выделение профиля волнистости (из основного);

- получение профиля шероховатости вычитанием из основного профиля – профиля волнистости.

Причем, в [1] описывается получение профиля шероховатости с применением профильного фильтра шероховатости. Величину длины волны отсечки λ_s берут равной базовой длине. Получение профиля волнистости дается с примечанием, что такая методика отсутствует, и ссылкой на основополагающие стандарты [5, 6], в которых этот вопрос считается в настоящее время неразработанным, а получение профиля формы вообще не рассматривается, хотя понятие профильного фильтра λ_f – фильтра наибольшей длины волны существует, т. е. методика получения профиля шероховатости предусмотренная основополагающими стандартами фактически не выполняется.

В то же время основным преимуществом профильного метода является возможность получения геометрических оценок всех профилей (формы, волнистости и шероховатости) по результатам обработки одного трассирования выбранного участка изучаемой поверхности. Но методика, изложенная в существующих стандартах, не позволяет это выполнить.

Основная проблема этих стандартов – использование устаревшего понятия базовой длины. Вторая проблема – отсутствие четкого определения волнистости и профиля формы, как различного рода макрогеометрических отклонений.

Целью статьи является развитие методики профильного метода оценки геометрических параметров качества поверхности всех видов профилей: шероховатости, волнистости, формы

Обработка образцов, выполненных из стали Ст.3 с размерами 50×20×4 мм, проводилась фрезерованием цилиндрической поверхностью концевой фрезы на экспериментальном стенде подробно описанным в [4, 7].

Конструкция стенда (см. рис. 1) позволяет воспроизводить условия фрезерования деталей как жестких, так и маложестких конструкций.

Профилограммы поверхности обработанных образца записывалась на профилографе-профилометре Калибр-170311 при скорости трассирования 6 мм/мин на всей длине образца. с использованием АЦП мод. Е-140.

Преобразование трассированного профиля и определение параметров качества поверхностного слоя выполнено с использованием программного обеспечения, разработанного на кафедре ТМС ЗНТУ.

Профилограммы основного профиля, профиля шероховатости и волнистости выполнялись с использованием фильтра Гаусса [8], а профиля отклонения формы с использованием вейвлет-преобразования [9]. Оценка геометрических параметров качества поверхности проводилась в центральной части образца на длине 30–32 мм.

Теория и анализ полученных результатов

С учетом выводов, сделанных выше, представлена методика комплексного исследования геометрических параметров качества поверхностного слоя, разработанная на кафедре «Технологий машиностроения» ЗНТУ.

Исследование качества поверхности образцов проводится в следующей последовательности:

1. Установка образца под шупом прибора.
2. Запись трассированного профиля на всей длине образца.

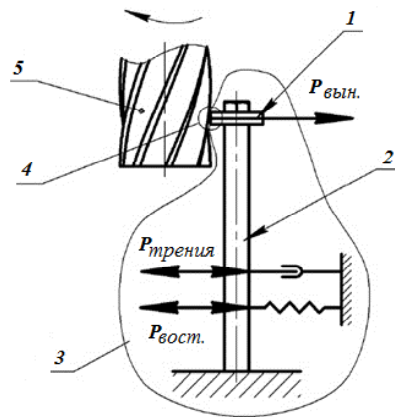


Рис. 1. Схема станка для вивчення процесу фрезерування деталей з різною жорсткістю: 1 – оброблюваний зразок; 2 – пружна пластина; 3 – пружна система деталь – пристосування; 4 – зона різання; 5 – кінцева фреза

3. Визначення коефіцієнта посилення:

- запис трасованого профілю поверхні тестового зразка з заданим перепадом висот нерівностей,
- визначення коефіцієнта посилення

$$k_y = \frac{h}{e},$$

де h – перепад висот на тестовому зразку; e – величина сигналу в мВ.

4. Формування основного профілю досліджуваної поверхні.

На трасованому профілі виведеному на екран комп'ютера позначаються межі досліджуваного участка, які позначаються таким чином, щоб видалити зону початку руху шпала і участок сходження шпала з зразка або закінчення його руху (рис. 2).

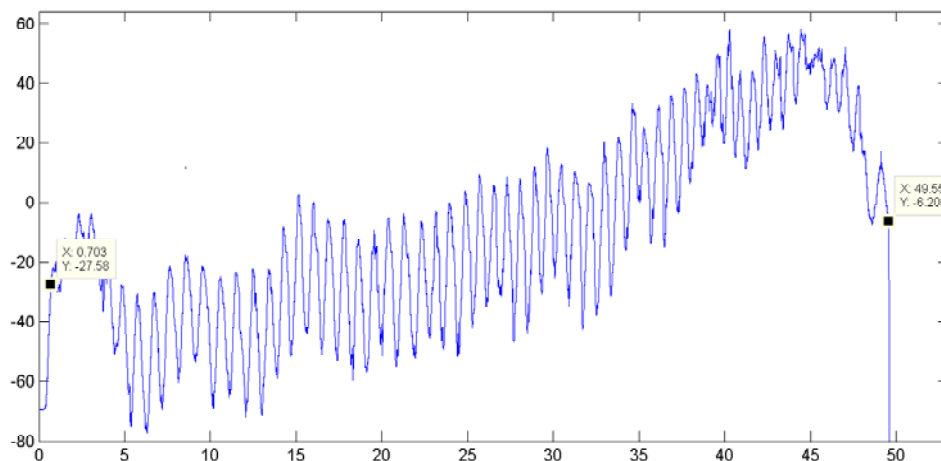


Рис. 2. Визначення меж профілограми

На екран виводиться профілограма основного профілю, отримана з використанням профільного фільтра ($\lambda S = 0,0025$ мм), в прийнятих межах (см. рис. 3).

5. Визначення величини і положення «довжини оцінювання», межі якої повинні:

- видалити ділянки «входу», «виходу» фрези,
- виключити «краєвий ефект» використовуваного фільтра.

При цьому довжина оцінювання повинна бути не менше мінімально необхідної довжини, рівної 8–10 мм, причому, найбільшій перевагою володіють максимально можливі значення з інтервалу 20–30 мм [4].

В результаті формується «основний» профіль на довжині оцінювання, (см. рис. 4) і вираховуються його числові оцінки (P_a , P_c , P_t , P_{Sm} ...).

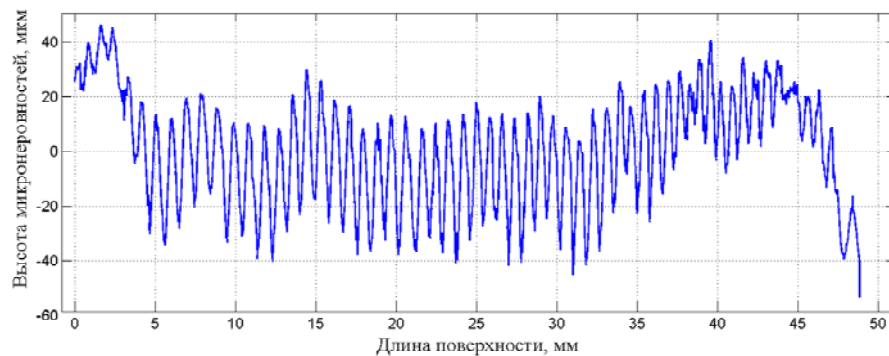


Рис. 3. Профилограмма основного профиля образца

6. Получение профиля формы.

Из основного профиля исследуемой поверхности (см. рис. 4), выделяется профиль формы, представляющий собой колебательную форму с максимальной длиной волны, которую возможно выделить из основного профиля, с шагом сравнимым по своей величине с размером длины оценивания. Он может быть получен с использованием фильтра Гаусса, вейвлет-преобразования либо других фильтров в соответствии с ISO 16610 (см. рис. 5).

При использовании вейвлет-преобразования применяются вейвлеты Добеши (db9 и db10, в степени $N = 15-17$). Выделение профиля формы производится в 4 этапа:

1.1. Производится вейвлет-преобразование основного профиля на участке исследования (рис. 3) с применением db9 и $N = 15-17$, а также db10 и $N = 15-17$.

Профилограммы для db9 и db10 с полученными оценками геометрических параметров выводятся на экран (см. рис. 6).

1.2. Производится визуальная оценка. В результате для дальнейшей проработки удаляются профилограммы, у которых профиль формы существенно выходит за границы основного профиля или профиль формы представляет колебательную форму с явно не максимальной длиной волны.

1.3. Выбор варианта профиля формы по математическим оценкам геометрических параметров.

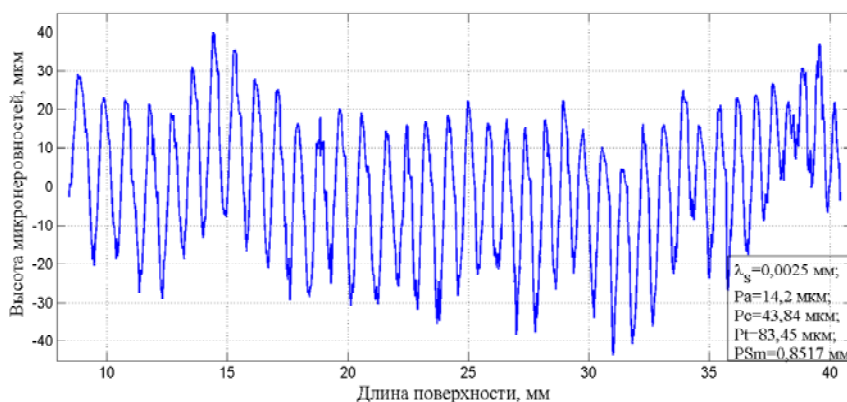


Рис. 4. Основной профиль на длине оценивания

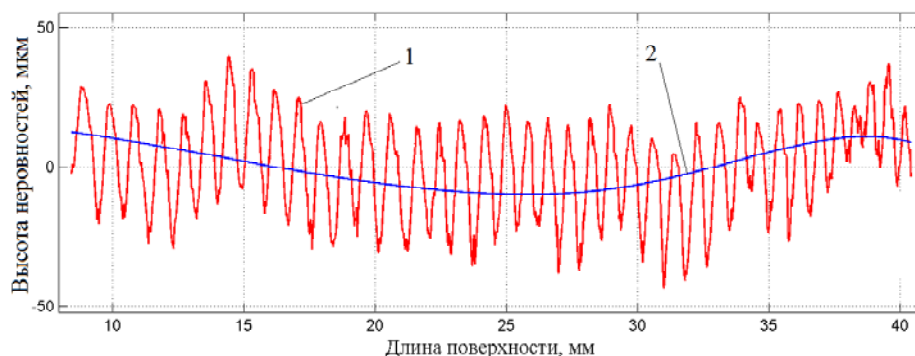


Рис. 5. Профиль формы: 1 – основной профиль, 2 – профиль формы

Для каждого профиля формы определяются оценки геометрических параметров: длина волны – F_{Sm} , максимальная высота неровностей – F_t , средняя высота неровностей – F_c . Рассчитывается средняя высота неровностей 1-го остаточного профиля $(W+R)_c$ и сумма средних высот профиля формы и 1-го остаточного профиля $F_c + (W+R)_c = \Sigma c$.

Получение 1-го остаточного профиля математически можно представить так:

$$| \text{1-й остаточный профиль} | = | \text{Основной профиль} | - | \text{Профиль формы} |$$

Сумма средних высот (Σc) является оценкой степени информативности профиля формы и 1-го остаточного профиля. При рассмотрении двух или нескольких профилей предпочтение отдается тому, у которого степень информативности выше, т. е. этот профиль несет больше информации в количественной оценке. При этом надо учитывать, что профили формы на большей части своей длины должны располагаться внутри основного профиля. Из представленных профилограмм (рис. 6) по степени информативности можно выбрать 2-й вариант, у которого этот параметр является максимальным и равен 162,4 мм.

1.4. Окончательный выбор профиля формы.

На этом этапе производится сравнение ближайших по степени информативности двух или нескольких вариантов преобразования. Ввиду математических особенностей вейвлет-преобразований выбранный профиль формы на отдельных участках, может располагаться не лучшим образом. В этом случае за окончательный может быть принят ближайший вариант, у которого степень информативности меньше, но не более чем на 10 %, при этом расположение профиля формы выглядит существенно лучше. В ходе окончательного выбора учитываются и другие оценки такие, как длина волны (F_{Sm}), соотношение длины волны и средней высот профиля (F_{Sm}/F_c) и пр.

7. Получение профиля волнистости и шероховатости.

Волнистость рассматривается как макронеровность, занимающая промежуточное положение между профилем формы и профилем шероховатости, формируемая средневолновыми колебательными формами системы СПИД либо формой инструмента. В редких случаях волнистость носит периодический характер, т. е. ее вид похож на синусоиду. Обычно волнистость имеет случайный характер, что связано с постоянным изменением сочетания значительного количества колебательных форм, результат суммирования которых формирует профиль волнистости в каждый момент обработки иначе, чем в предыдущий.

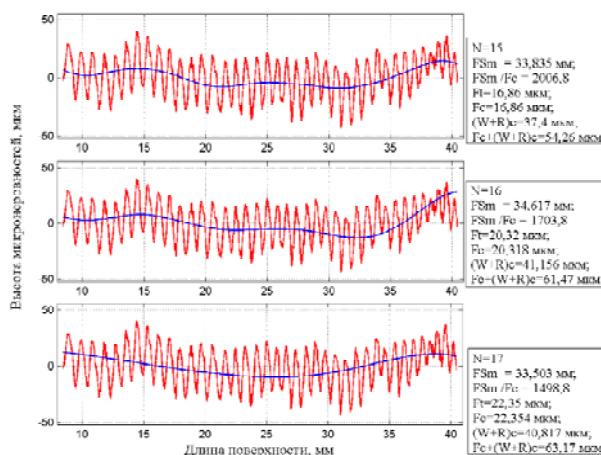


Рис. 6. Основной профиль и профиль формы полученный с помощью вейвлет Добеши db9 с степенями N 15–17

Профиль волнистости формируется из 1-го остаточного профиля с использованием фильтра Гаусса.

Профиль волнистости, как и остальные профили, является уникальной характеристикой исследуемой поверхности и требует для максимально полного выделения индивидуального определения значения длины волны отсечки (λ_w) для каждой исследуемой поверхности. В настоящее время при наличии соответствующего математического аппарата и программного обеспечения эту задачу может выполнить компьютер.

Длина волны отсечки выбирается такой, чтобы при ее минимальном значении полученный профиль волнистости отвечал ряду условий:

- отношение шага волнистости (W_{Sm}) к средней высоте ее элементов (W_c) должно быть не менее 10 – $W_{Sm}/W_c \geq 10$;
- максимальная высота профиля волнистости (W_t) должна быть не менее 10 % максимальной высоты профиля шероховатости (R_t) – $W_t \geq 0,1R_t$.

Работа фильтра Гаусса, как и ряда других, связана с тем, что некоторая часть выделяемой волны остается в остаточном профиле, в нашем случае в профиле шероховатости. Такую волну, заложенную в профиль шероховатости в результате применения выбранного фильтра, можно определить как остаточную волнистость. Параметры остаточной волнистости также должны отвечать следующим критериям:

- отношение шага остаточной волнистости (W_{Sm2}) к средней высоте ее элементов (W_{c2}) должно быть не менее 10 – ($W_{Sm2}/W_{c2} \geq 10$);
- максимальная высота профиля остаточной волнистости (W_{t2}) должна быть не менее 10 % максимальной высоты профиля шероховатости (R_{t2}) – $W_{t2} \geq 0,1 R_{t2}$;
- средняя высота элементов профиля остаточной волнистости (W_{c2}) должна быть не менее 10–20 % средней высоты элементов профиля волнистости основного профиля (W_c) – $W_{c2}/W_c \geq 0,10 - 0,2$.

Обработка более 200 образцов показала, что последнее условие является определяющим. Для поверхностей имеющих не периодическую волнистость уровень W_{c2}/W_c можно увеличить до 20 % для того, чтобы профиль волнистости содержал минимальное количество других колебательных форм. Для периодической волнистости величину W_{c2}/W_c можно уменьшить до 10 % (см. рис. 7). В этом случае из профиля шероховатости будет максимально удалена волнистость.

Нахождение необходимого значения длины волны отсечки осуществляется методом последовательного перебора профилей волнистости при последовательно возрастающих значениях λ_w от 0,1 до 8 с последующим его уточнением до второго знака после запятой. Для каждого полученного профиля вычисляются значения изложенных выше условий. За окончательное принимается последнее значение λ_w минус 0,01 (предпоследний профиль), то есть значение длины волны отсечки, при котором, волнистость основного профиля сформирована, а волнистость, остающаяся в профиле шероховатости, находится за шаг до выявления.

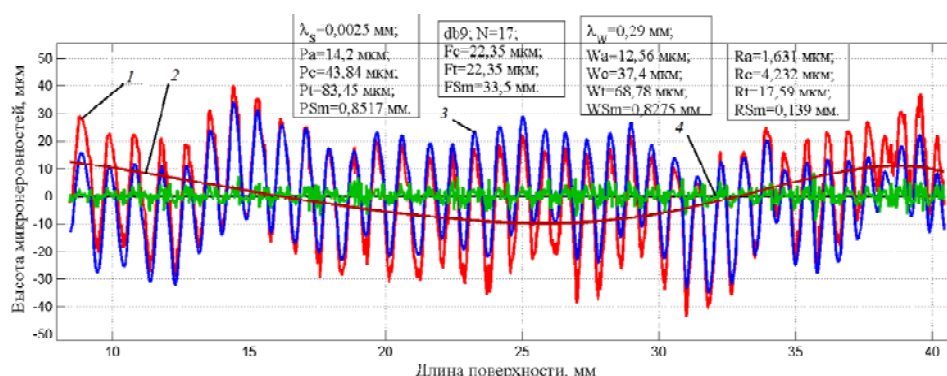


Рис. 7. Профилограммы и параметры профиля образца: 1 – основной профиль; 2 – профиль формы; 3 – профиль волнистости; 4 – профиль шероховатости

В ходе проведенных исследований установлено, что в подавляющем большинстве случаев величина λ_w находится в интервале 0,2–2,7.

Остаточный профиль, полученный после выделения из основного профиля – профилей отклонения формы и волнистости является профилем шероховатости.

Таким образом, сформированы все необходимые профили:

- основной профиль, - профиль отклонения формы, - профиль волнистости, - профиль шероховатости.

По каждому профилю вычисляются необходимые числовые оценки геометрических показателей качества поверхности профилей формы (F_t , F_{Sm} ...) волнистости (W_a , W_c , W_t , W_{Sm} ...) и шероховатости (R_a , R_c , R_t , R_{Sm} ...) и др.

1. Представление полученных профилограмм.

На экран выводится профилограммы основного профиля, профиля формы, профиля волнистости и шероховатости (см. рис. 7) и их оценки, представленные отдельными аннотациями.

Возможность разложить основной профиль на его составляющие позволяет изучить влияние каждого из них на различные эксплуатационные характеристики. Например, влияние опорной длины каждого вида неровностей на износостойкость, используя график относительных опорных длин всех профилей (рис. 8).

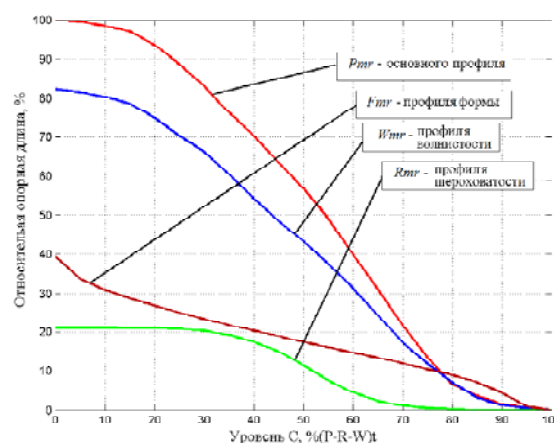


Рис. 8. Относительные опорные длины профилей

Выводы

Разработанная методика позволят выделить из трассированного профиля все виды профилей предусмотренных ДСТУ ISO 4287:2001 и получить числовые оценки их геометрических параметров.

Получена возможность оценки влияния каждого вида неровностей на эксплуатационные характеристики исследуемой поверхности.

Список литературы

1. Технические требования к геометрии изделий (GPS). Структура поверхности. Термины, определения и параметры структуры поверхности (ISO 4287:1997, IDT) : ДСТУ ISO 4287:2002. – [Действительный с 2003-10-01]. – К. : Держстандарт Украины. 2004. – 16 с.
2. Справочник технолога-машиностроителя : в 2 т. / [ред. А. Г. Косиловой, Р. К. Мещерякова] : Том 1 – 4-е изд. перераб. т доп. – М. : Машиностроение, 1986. – 656 с.
3. Дунин-Барковский И. В. Измерение и анализ шероховатости, волнистости и некрутлости поверхности / Дунин-Барковский И. В., Карташова А. Н. – М. : Машиностроение, 1978. – 232 с.
4. Каморкин П. А. Выбор длины оценивания при измерении параметров качества поверхности с использованием профильного метода / П. А. Каморкин // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2014. – № 2. – С. 45–51.
5. Технічні вимоги до поверхні виробів (GPS). Структура поверхні. Профільний метод. Номінальні характеристики контактних (щупових) приладів (ISO 3274:1996)) : ДСТУ ISO 3274:2002. – [Действительный с 2003-10-01]. – К. : Держстандарт Украины. 2003. – 12 с.
6. Geometrical Product Specification (GPS). Surface texture. Profile method. Metrological characteristics of phase correct filters : ISO 11562:1996. – published on. 1996-05-12 1996.
7. 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. – 2011. – Вип. 80. – Харьков : НТУ «ХПИ». – С. 32–37.
8. Каморкин П. А. Применение фильтра Гаусса для определения геометрических параметров качества поверхности профильным методом / П. А. Каморкин // Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія: Машинобудування і машинознавство. – 2013. – Вип. 1(10). – Донецьк : ДВНЗ ДНТУ. – С. 108–115.
9. Смоленцев Н. К. Основы теории вейвлетов. Вейвлеты в MATLAB / Н. К. Смоленцев – М. : ДМК Пресс. 2005, – 304 с., ил.

Одержано 12.05.2015

© **Канд. техн. наук П.А. Каморкин**

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

Kamorkin P. Development of method of determination of geometrical parameters of surface quality using with profile method

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2015**

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 Ю. М. Внуков

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук,

Д. Л. Денисов

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 6904 від 29.01.2003

Підписано до друку 15.06.2015. Формат 60×84/8
Папір офс. Різогр. Ум. др. арк. 16,28
Тираж 300 прим. Зам. № 630

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005