

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 2'2015

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2015

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

Інтернет-сторінка журналу: <http://periodicals.zntu.edu.ua/index.php/1607-6885>

Статті, що публікуються в журналі, реферуються в базах даних та РЖ ВІНТІ (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 в розділі «Наукова періодика України» за адресою: <http://nbuv.gov.ua/portal/>.

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

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

– теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

д-р техн. наук, професор 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. Терентьев (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 № 7 від 22 грудня 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

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

Интернет-страница журнала: <http://periodicals.zntu.edu.ua/index.php/1607-6885>,
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/porta/>.

Журнал распространяется по Каталогу периодических изданий Украины (подписной индекс – 23271).
Научный журнал печатает оригинальные статьи научных работников вузов и организаций Украины и других стран в соответствии с рубриками:

– теория строения и структурных изменений в металлах, сплавах и композитах. Влияние термической, химико-термической и термомеханической обработки на характер структуры и физико-механические свойства материалов;
– конструкционные и функциональные материалы. Механические свойства сталей, сплавов и композитов. Технологическое обеспечение надежности и долговечности деталей энергетических установок. Методы механической обработки. Технологии упрочняющих обработок. Характеристики поверхностных слоев и защитных покрытий деталей машин и изделий;

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

д-р техн. наук, профессор 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 (УкрНИИ Спецсталь), 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 № 7 от 22 декабря 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 самому 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 внизу. Якщо ілюстрації вставлено в 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 в 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 перемовини 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 й окремими файлами рисунків або висилати електронною поштою у вигляді архівних (ZIP, RAR – архіватором) файлів.

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

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ, НЕ

РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

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

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Урбанович Н.И., Покровский А.И., Нисс В.С., Барановский К.Э., Розенберг Е.В.</i> СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	7
<i>Степанова Л.П., Ольшанецкий В.Ю., Пухальська Г.В.</i> ПРО СТВОРЕННЯ СПРИЯТЛИВОЇ КРИСТАЛОГЕОМЕТРІЇ ПОКРИТТІВ ТiN НА АВІАЦІЙНИХ ЛОПАТКАХ З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ	11
<i>Нарівський О.Е.</i> ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ І СТРУКТУРИ СТАЛІ AISI 321 НА ОСОБЛИВОСТІ СЕЛЕКТИВНОГО РОЗЧИНЕННЯ МЕТАЛІВ У ПІТИНГАХ НА ЇЇ ПОВЕРХНІ	17

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Іванов В.Г., Голтвяница В.С.</i> МОРФОЛОГІЯ ГРАФІТУ У ЗАЕВТЕКТИЧНОМУ СИНТЕТИЧНОМУ ЧАВУНІ	23
<i>Внуков Ю.Н., Дядя С.И., Кришталь В.А., Черновол Н.Н.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ФРЕЗЕРОВАНИЯ СФЕРИЧЕСКИМИ И ТОРОИДАЛЬНЫМИ ФРЕЗАМИ	28
<i>Зеленина Е.А.</i> УСЛОВИЯ СМАЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОКСИДОВ ЧАСТИЦАМИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ	35
<i>Костик К.О.</i> РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ МІСЦЕВОГО ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ЗУБЧАТОГО ЦИЛІНДРИЧНОГО КОЛЕСА ВІДЦЕНТРОВАНОГО ЗМІШУВАЧА	39
<i>Пономаренко А.М., Губарь Е.Я., Фенько И.И., Васильченко В.Ю.</i> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МАГНИТНО-ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ШЛИФОВАНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ	44
<i>Скуйбіда О.Л., Волчок І.П.</i> УДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВТОРИННОГО СИЛУМІНУ АК8М3	50
<i>Носенко М.І.</i> РАЦІОНАЛЬНИЙ ВИБІР ПАРАМЕТРІВ ТА СХЕМ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ОТРИМАННІ ПОРОШКОВИХ ТИТАНОВИХ МАТЕРІАЛІВ РІЗНОГО ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ	54

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Нетребко В.В.</i> ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Mn И Ni ..	65
<i>Корчак Е.С., Щербаков Д.И., Ковалёва О.А.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА В НАПРАВЛЯЮЩИХ УЗЛАХ МОЩНЫХ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПРЕССОВ	71

Буря А.И., Набережная О.А.
ОРГАНОПЛАСТИКИ – ПЕРСПЕКТИВНЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ 75

Бялик Г.А, Мохнач Р.Э., Гонтаренко В.И.
ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТЫХ
СТАЛЕЙ 80

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Чейлях Я.А., Чейлях А.П.
ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ
НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАСТАБИЛЬНОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛЛА 84

Гайдук С.В.
КОМПЛЕКСНАЯ РАСЧЕТНО-АНАЛИТИЧЕСКАЯ МЕТОДИКА ДЛЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ
ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ 92

Levitskaya T.I., Pozhuyeva I.S.
RESEARCH LOADED SHELLS OF REVOLUTION SUPPORTED BY RIBS OF DIFFERENT SHAPES.. 104

Пожуев А.В., Фасоляк А.В.
НЕСТАЦІОНАРНА НЕВІСЕСИМЕТРИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ
У ПРУЖНОМУ ПРОСТОРІ ПІД ДІЄЮ РУХОМИХ ПОВЕРХНЕВИХ НАВАНТАЖЕНЬ 108

Левчук С.А., Хмельницький А.А.
АПРОКСИМАЦІЯ СТАТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ КРУГЛИХ ПЛАСТИН РІЗНИХ ПРОФІЛІВ ЗА
ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА 115

Лебедев В.А., Новиков С.В.
АЛГОРИТМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ СО СЛОЖНЫМИ
ДВИЖЕНИЯМИ СВАРОЧНОГО ИНСТРУМЕНТА 119

Чигиринский В.В., Ленок А.А., Якубович Л.А.
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ НАПРЯЖЕННОГО
СОСТОЯНИЯ ПРИ ОБЪЕМНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 127

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Поляков С.П., Фенько І.І., Йовченко А.В.
IQ-ДАТЧИК ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ ПИТОМОГО ТЕПЛООВОГО ПОТОКУ ТА ГУСТИНИ СТРУМУ
В ПЛЯМІ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ 133

Джуган О.А., Овчинников О.В., Ольшанецький В.Ю.
О ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОЦЕНКЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИММИТАЦИОННЫХ
АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ И РЕМОНТА ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ 136

Лобов В.Й., Лобова К.В.
ПРЕДСТАВЛЕННЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ КОТУНІВ НА КОНВЕЄРНИЙ ВИПАЛЮВАЛЬНИЙ
МАШИНИ ЯК СИСТЕМИ З РОЗПОДІЛЕНИМИ ПАРАМЕТРАМИ 140

Плескач В.М., Ольшанецький В.Ю., Джуган О.А.
ДО НАУКОВОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ У ГАЛУЗІ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ 143

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.112

Канд. техн. наук Н. И. Урбанович¹, канд. техн. наук А. И. Покровский²,
канд. техн. наук В. С. Нисс¹, канд. техн. наук К. Э. Барановский¹, Е. В. Розенберг¹

¹ Белорусский национальный технический университет, ² Физико-технический институт НАН Беларуси;
г. Минск

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Приведены результаты исследований структуры и свойств высокопрочного чугуна в литом состоянии, после горячей пластической деформации и последующей его термической обработки. Установлено, что оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств чугуна после деформации позволила обеспечить изотермическая закалка σ_s до 1230 МПа и δ – до 6,2 %.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, шаровидный графит, термообработка, изотермическая закалка, структура, свойства.

Известно, что все чугуны характеризуются пониженной пластичностью. Это объясняется наличием в металлической матрице хрупких и мало пластичных фаз: цементита и/или графита. Цементит, в частности, имеет высокую твердость (более 800 НВ) и практически нулевую пластичность. Графит характеризуется пониженной пластичностью и высокой хрупкостью, что обусловлено слоистым строением его кристаллической решетки [1–2]. В нормативных документах (ГОСТ 1412-85, ГОСТ 27208-87, ГОСТ 7293-85) основными регламентируемыми показателями механических свойств чугунов являются временное сопротивление разрыву (σ_s) и относительное удлинение (δ). В связи с вышесказанным, повышение механических характеристик, особенно пластичности, является актуальной задачей. Решение данной задачи традиционными путями, например, легированием, модифицированием, термообработкой почти исчерпали свой ресурс. Существенно улучшить качество чугуна и комплекс физико-механических характеристик помимо придания изделию требуемой формы позволяет горячая пластическая деформация литых заготовок [3–4]. Литейно-деформационная технология изготовления изделий из чугуна требует знания основных аспектов деформационного воздействия на структуру и свойства высокоуглеродистых сплавов железа.

Целью данной работы являлось исследование структуры и свойств высокопрочного чугуна (ВЧ) в литом состоянии, после горячей пластической деформации и последующей его термической обработки.

Исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе VEGA-2 LMU с микроанализатором

INKA Energy 350, сканирующем зондовом микроскопе «С3М Solver PROM», а также металлографическом микроскопе «Альтами». Механические свойства определяли по стандартным методикам. Твердость по Бринеллю – по ГОСТ 9012-59. Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-84, на ударную вязкость – по ГОСТ 9454-78. Изготовление и травление шлифов проводилось по стандартным методикам, в качестве травителя использовали 5 % раствор азотной кислоты в этиловом спирту (ниталь).

В качестве базового материала для исследований был использован чугун марки ВЧ 50, имеющий ферритно-перлитную металлическую основу, в которой шаровидные графитные включения находятся в ферритной оболочке.

Авторами [1] предложена модель строения шаровидного графита (рис. 1, а), согласно которой графитный сферокристалл состоит из кристаллитов пирамидальной формы, сходящихся своими вершинами в центре включения. Плоскость, параллельная основанию каждой пирамиды, является базисной. Подтверждением выше предложенной модели является изображение шаровидного графита, полученное на спектральном электронном микроскопе и представленное на рисунке 1, б. Сферокристалл характеризуется наличием субзеренной структуры, состоящей из многочисленных секторов, которые, по-видимому, являются кристаллитами пирамидальной формы. В свою очередь, в сечении кристаллита наблюдается чередование параллельных слоев, являющихся базисными плоскостями кристаллита и располагающихся перпендикулярно

радиусу-вектору. В центре сечения графита находится темно-серое пятно (в других сечениях графита пятно может иметь и светло-серый цвет), являющееся базисной плоскостью кристаллита, располагающегося нормально к плоскости шлифа, соответственно, разрез такого кристаллита должен находиться в центре исследуемого сечения сферокристалла. Следует отметить, что пятна могут иметь трех-, четырех-, пяти- и шестигранную форму, что позволяет судить о форме и размерах кристаллитов, образующих сферокристалл. В сечении сферокристалла также наблюдаются белые включения, располагающиеся в радиальном направлении по границам сегментов. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что белые включения, предположительно, соответствуют ферритной фазе, так как наличие углерода в них незначительное, а содержатся преимущественно: железо, марганец, кремний.

Спектральный анализ химического состава по сечению графитного включения (рис. 2) позволил установить, что базисная плоскость кристаллита обогащена магнием, серой, кислородом, железом, а концентраци-

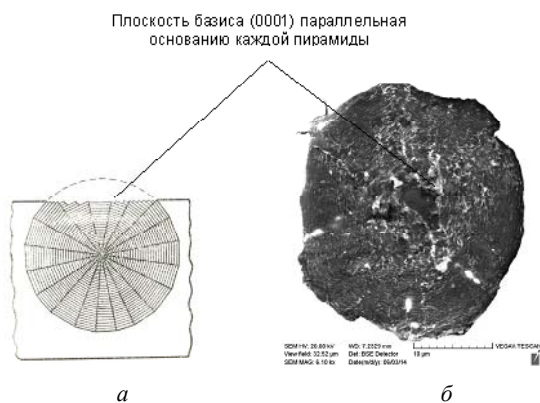


Рис. 1.

онный пик углерода в центре включения графита, напротив, снизился. Полученные результаты свидетельствуют о том, что на базисных поверхностях растущего сферокристалла графита адсорбируются примеси в виде оксисульфидов и сульфидов магния, железа и, таким образом, образуют адсорбционную пленку. Отсюда следует, что слоистая структура пирамидальных кристаллитов не однородна по химическому составу и не состоит только из графита. Предполагается, что идет чередование слоев графита и адсорбционной пленки, состоящей из оксисульфидов магния и железа.

Таким образом, можно предположить, что гипотеза кристаллизации шаровидного графита по адсорбционному механизму получила свое дальнейшее развитие в представленных результатах исследований.

Для исследования влияния деформации на структуру и свойства высокопрочного чугуна литые цилиндрические образцы испытывали на прессе горячей пластической деформации методом выдавливания в условиях неравномерного всестороннего сжатия. Температура деформации составляла при этом 850 °С–

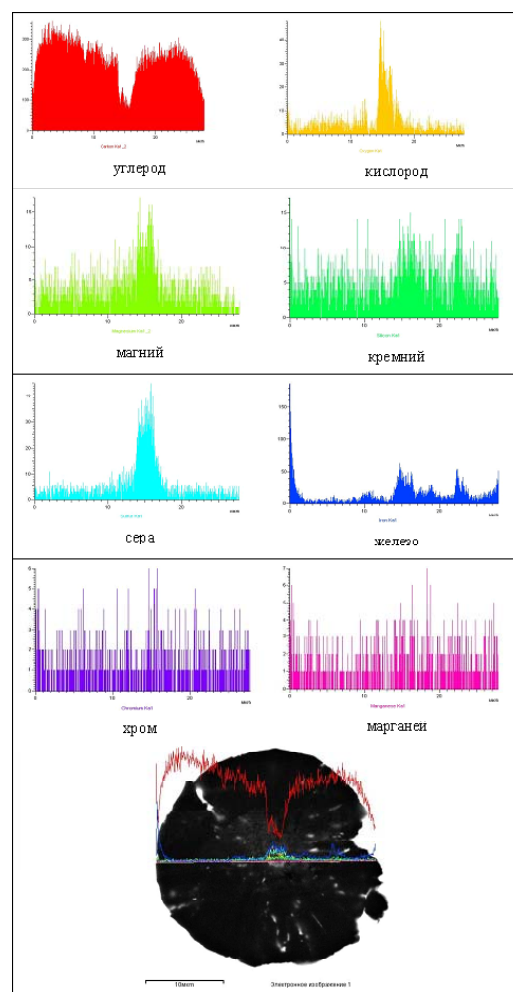


Рис. 2.

1000 °С. Из рисунка 3, на котором представлена микроструктура ВЧ, прошедшего деформационное воздействие с разной степенью деформации, видно, что форма графита видоизменяется особенно в продольном направлении вытяжки.

Графитные включения вытягиваются вдоль течения металла, приобретая своеобразную морфологию, которая изменяется по мере изменения степени деформации от овальной (рис. 3, а) до веретенообразной и нитевидной (рис. 3, б). Следует отметить, что ферритная оболочка вытягивается вслед за графитным включением (рис. 3, в), перлит после деформирования становится более мелкодисперсным, а сами зерна измельчаются.

Анализ микроструктур поперечного сечения образцов ВЧ, полученных при разных степенях деформации, показал, что с увеличением степени деформации количество графитных включений на единицу площади возрастает (рис. 4). Увеличение числа включений, вероятно, связано с делением графита на части и с зарождением дополнительных центров графитизации вследствие роста количества точечных и линейных дефектов решетки при нагреве под деформацию и в процессе самой деформации.

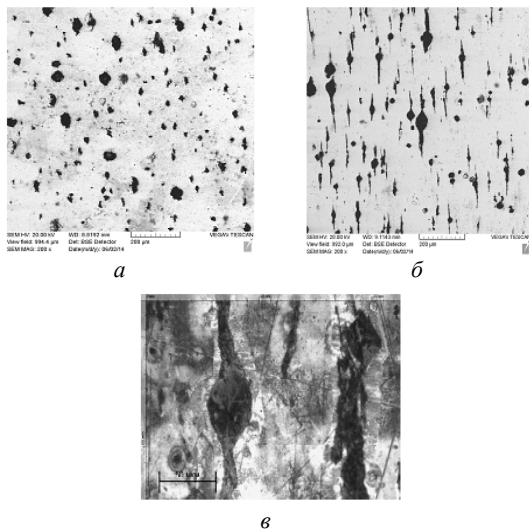


Рис. 3.

Одним из перспективных путей улучшения свойств чугунов является горячее пластическое деформирование в сочетании с эффективными методами термической обработки. Из многочисленных видов термической обработки чугунного литья наибольшее применение получили: нормализация, закалка, закалка + отпуск, а также изотермическая закалка на бейнит [5]. В данной работе исследовали влияние вышеуказанных видов термообработки на структуру и свойства литого и деформированного ВЧ.

С целью получения корректных сравнительных результатов по механическим свойствам чугунов до и после их деформирования литые образцы нагревали до температур, соответствующих температурному интервалу деформирования (850 °С–1000 °С), и охлаждали на воздухе, как и деформированные. Нагрев литых образцов осуществляли в индукционной установке, так как индукционный нагрев использовался для нагрева заготовок перед деформированием. Следует отметить, что нагрев литых образцов из ВЧ до указанных температур с последующим охлаждением на воздухе повысил прочностные и снизил пластические свойства чугуна.

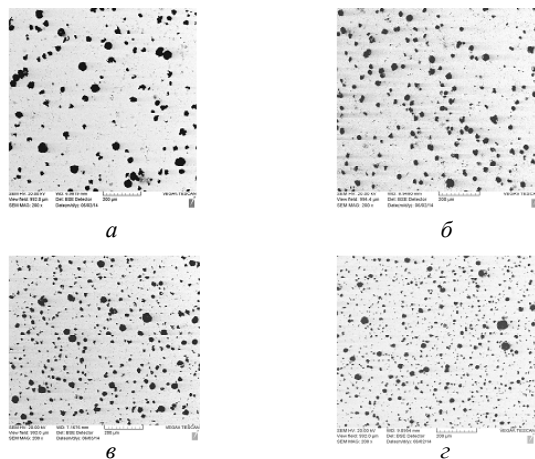
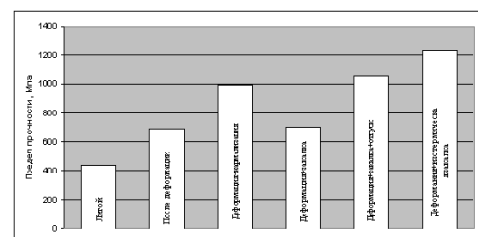


Рис. 4.

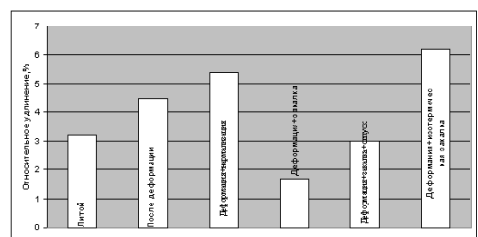
Режим нормализации и закалки деформированных образцов заключался в нагреве в печи до 950 °С с выдержкой 1 час и в последующем охлаждении их на воздухе и воде соответственно. Отпуск проводили при 200 °С в течение 2 часов. Изотермическую закалку ВЧ, подвергнутого деформированию при температуре 850 °С–1000 °С, осуществляли путем погружения его в емкость с расплавленным свинцом, имеющим температуру 350 °С, сразу после деформирования, при этом изотермическая выдержка составляла 2 часа.

Механические свойства высокопрочного чугуна в литом и деформированном состоянии после различных видов термообработки представлены гистограммами на рисунке 5.

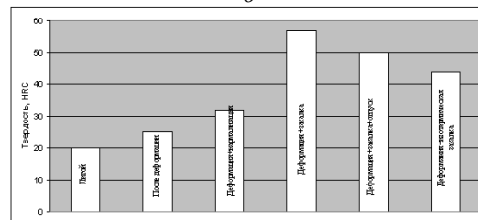
Полученные результаты показали, что нормализация ВЧ после его деформирования обеспечивает повышение прочности с 690 МПа до 990 МПа, относительного удлинения с 4,5 % до 5,4 % и твердости с 25 HRC до 32 HRC. Закалка деформированного чугуна, по сравнению с деформированным чугуном без термообработки, незначительно увеличила прочность, но при этом резко увеличила твердость до 57 HRC и снизила пластичность с 4,5% до 1,7 %, что связано с получением структуры мартенсита и повышением внутренних напряжений. Последующий низкий отпуск деформированного чугуна позволил повысить прочность до 1050 МПа, относительное удлинение – до 3 %, а твердость снизить до 50 HRC. Следует отметить, что из всех представленных выше видов термообработки только изотермическая закалка позволила обеспечить оптимальное сочетание прочностных и пластических



а



б



в

Рис. 5.

Таблица 1 – Механические свойства высокопрочного чугуна с разной степенью деформации после изотермической заковки

Степень деформации, %	Время выдержки, ч	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
20	2	1150	770	5,4
60	2	1230	980	6,2

свойств ВЧ: σ_s до 1200 – 1230 МПа, δ до 5,9–6,2 %.

На рисунке 6 представлена структура ВЧ после изотермической заковки, которая характеризуется наличием бейнита и остаточного аустенита (светлая фаза).

Следует отметить, что с повышением степени деформации ВЧ количество остаточного аустенита возрастает. Отмечено также, что на рост прочности и пластичности ВЧ, подвергнутого изотермической заковке, оказывает влияние и степень деформации

Результаты исследований, представленные в таблице 1, показали, что с повышением степени деформации в указанных пределах прочность и пластичность повышаются.

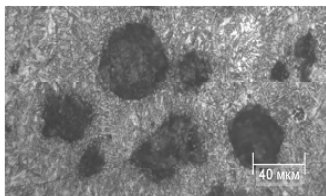


Рис. 6.

Заключение

1. Показано, что графит шаровидной формы характеризуется наличием субзеренной структуры, неоднородной по фазовому составу, структурному и элементному составу и состоящей, в свою очередь, из большого количества отходящих от центра сегментов.

2. Установлено, что слоистая структура сегмента (пирамидального кристаллита) шаровидного графита не однородна по химическому составу и не состоит только из чистого графита, а имеет в своем составе другие химические элементы в виде оксисульфидов магния, железа, адсорбированных на поверхности графита. Предполагается, что идет чередование слоев графита и адсорбционной пленки, состоящей из

оксисульфидов магния и железа.

3. Показано, что после деформирования высокопрочного чугуна графит вытягивается вдоль течения металла, приобретая веретенообразную и нитеобразную форму, ферритная оторочка вытягивается вслед за графитным включением. Перлит после деформирования становится более мелкодисперсным, а сами зерна измельчаются.

4. Установлено, что с повышением степени деформации высокопрочного чугуна количество графитных включений на единицу площади увеличивается.

5. Показано, что из широко применяемых видов термической обработки (заковка, заковка + отпуск, нормализация, изотермическая заковка), которым подвергали деформированный ВЧ, оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств позволила обеспечить изотермическая заковка σ_s до 1230 МПа и δ до 6,2 %. Причем с повышением деформации прочность и пластичность ВЧ, подвергнутого изотермической заковке, повышаются.

Список литературы

1. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / Бунин К. П., Малиночка Я. Н. Таран Ю. Н. – М. : Металлургия, 1969. – 416 с.
2. Чугун : справ. изд. / Под ред. А. Д. Шермана и А. А. Жукова. – М. : Металлургия, 1991. – 576 с.
3. Покровский А. И. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы. Научное издание / Покровский А. И. – Минск : Изд. «Беларуская навука», 2010. – 256 с.
4. Покровский А. И. Структурообразования чугуна при горячей пластической деформации (научные и технологические основы получения изделий из чугуна с использованием горячего выдавливания и штамповки) / Покровский А. И. – Изд. «LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co». Saarbrücken, Germany. – 2012. – 344 с.
5. Бобро Ю. Г. Изотермическая заковка чугуна / Бобро Ю. Г., Пивоваров В. М. – Харьков : Прапор, 1968. – 112 с.

Поступила в редакцию 10.11.2015

Урбанович Н.І., Покровський А.І., Нісс В.С., Барановський К.Е., Розенберг Є.В. Структура і властивості високоміцного чавуну, отриманого з використанням деформаційних і термічних дій

Наведено результати досліджень структури і властивостей високоміцного чавуну в литому стані, після гарячої пластичної деформації і подальшої його термічної обробки. Встановлено, що оптимальне поєднання міцності і пластичних властивостей чавуну після деформації дозволила забезпечити изотермічне загартування σ_s до 1230 МПа і δ – до 6,2 %

Ключові слова: високоміцний чавун, кулястий графіт, термообробка, изотермічне загартування, структура, властивості.

Urbanowich N., Pokrovskii V., Niss V., Baranovskii K., Rosenberg E. Structure and properties of the высокопрочного cast-iron got with the use of deformation and thermal influences

The results of the structure and properties investigations for high-strength cast iron in as-cast condition after hot plastic deformation and subsequent heat treatment are presented in. It was found that austempering after deformation makes possible optimum combination of strength and ductility (σ_s up to 1230 МПа, δ up to 6,2 %).

Key words: high-strength cast iron, spheroidal graphite, heat treatment, austempering, structure, properties.

УДК 621:785.53

Канд. техн. наук Л. П. Степанова, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький,
канд. техн. наук Г. В. Пухальська

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРО СТВОРЕННЯ СПРИЯТЛИВОЇ КРИСТАЛОГЕОМЕТРІЇ ПОКРИТТІВ ТiN НА АВІАЦІЙНИХ ЛОПАТКАХ З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Розглянуто способи обробки титанових лопаток (сплав ВТ8) компресорів газотурбінних авіадвигунів для зміни структури нанесених порошкових покриттів (TiN) з метою отримання сприятливої кристалогеоетрії поверхневих зон, що забезпечує суттєве підвищення механічних властивостей та експлуатаційних характеристик кінцевих виробів.

Ключові слова: титановий сплав, методи обробки, адгезія, кристалогеоетрія, властивості.

Як свідчить досвід експлуатації деталей авіаційної техніки (передусім гелікоптерів) несуча здатність лопаток компресорів низького тиску, виготовлених зі сплавів титану типу ВТ8М, залежить від загального стану їх поверхневих шарів, який можна суттєво поліпшити шляхом створення спеціального покриття та використання поверхневого деформаційного зміцнення [1]. Створення на деталях тонкоплівкових зносостійких покриттів із застосуванням вакуум-плазмових технологій отримало значне розповсюдження, особливо для високонавантажених лопаток, що працюють за умов знакозмінних навантажень.

Властивості і працездатність плазмових покриттів суттєво залежать від залишкових напружень, які виникають у процесі їх створення і на які впливають різні структурні та енергетичні фактори. Тому цьому питанню у статті приділено особливу увагу.

Нітридтитанові покриття створювали на лопатках зі сплаву ВТ8М за спеціальною технологією. Сутність методу полягала в розпиленні металу у вакуумі в середовищі реакційного газу, що приводило до конденсації газометалевої плазми на оброблюваній поверхні деталі (метод КІБ). Використовуючи азот як реакційний газ, отримували певного типу нітриди.

Високий ступінь іонізації плазмових потоків сприяє утворенню тугоплавких титанових з'єднань при порівняно низькій температурі (300...600 °С) оброблюваної поверхні деталі, що дозволяє створювати покриття на різних матеріалах, не змінюючи їх первинні фізико-хімічні властивості.

Подальше спеціальне ультразвукове зміцнення (УЗЗ) лопаток кульками певного розміру здійснювали за серійною технологією. Фінішною операцією для пера лопатки було віброполірування (ВП).

Вивчення впливу зміцнювальних обробок на структурні зміни в поверхневих шарах лопаток проводили за допомогою рентгеноструктурного аналізу в мідному випромінюванні на дифрактометрі типу ДРОН. Монохроматизацію дифракційних променів здійснювали за допомогою кварцового монохроматора, встановленого перед сцинтиляційним лічильником, що забезпечувало як фільтрацію β -випромінювання, так і істотне зменшення фону від зразка. Реєстрацію дифрактограм і обробку експериментальних даних проводили з використанням комп'ютера, сполученого з дифрактометром за допомогою спеціального пристрою. Дифрактограми знімали у повному діапазоні кутів відбиття в інтервалі $11 \dots 80^\circ$. Зйомку здійснювали з поверхні вихідної кромки і спинки у плоских ділянках пера лопатки.

Фазовий склад структури поверхневого шару проводили за стандартною методикою [2] шляхом порівняння експериментальних значень міжплощинних відстаней d_{HKL} із довідковими даними [3].

Інтенсивності ліній 111 і 200 для ГЦК ґратки нітриду титану (TiN) на дифрактограмах зразків значно відрізнялися залежно від виду зміцнювальної обробки, що свідчило про певну кристалографічну орієнтацію зерен у покриттях зі сполуки TiN. Для кількісної оцінки ступеня текстурованості й виявлення компонент текстури було обрано параметр P , який характеризував відношення інтенсивності дифракційної лінії 111 до інтенсивності лінії 200 ($P = I_{111}/I_{200}$). Аналогічний параметр був застосований і для зразка з нетекстурованою фазою TiN. Такий зразок був отриманий методом подрібнювання шару покриття TiN у порошок (при цьому фактично досягалося хаотичне розташування зерен TiN). Параметр P для нетекстурованого зразка дорівнював 0,55, що досить добре узгоджувалося із відомими значеннями інтенсивності дифракційних відбиттів для фази TiN [3]. Перевищення значень параметра P для експериментальних зразків при знятті покриття безпо-

*Зразки надані Лук'яненко О.Л. (АТ «Мотор Січ»)

середньо з лопатки, порівняно зі значенням 0,55, свідчило про формування текстури, при якій паралельно поверхні лопатки переважно розташовувалися зерна, орієнтовані площинами (111).

Для виявлення механізму формування найбільш сприятливої текстури покриття TiN, залежно від послідовності й поєднання зміцнювальних обробок (віброполірування (ВП), ультразвукове зміцнення (УЗЗ та КІБ)), визначали параметр $\varepsilon = I_{004}/I_{110}$, де у чисельнику I_{004} – інтенсивність дифракційної лінії 004, як відбиток від кристалографічних базисних площин (0001) гексагональної щільнопакованої ґратки α' - фази, а у знаменнику I_{110} – інтенсивність променів, відбитих від площин призматичного типу (1120) тієї ж ґратки. Параметр ε якісно характеризує кристалографічну орієнтацію зерен α' - фази, що виникає при виготовленні лопаток, а також її зміні у процесі різних обробок.

Надійність використання параметра ε підтверджується його низьким значенням (0,42) для порошкового нетекстурованого матеріалу лопатки. Збільшення параметра порівняно зі значенням 0,42 свідчить про те, що зерна α' - фази в об'ємі поверхневого шару лопатки орієнтовані відносно її поверхні переважно площинами (0001). Треба додати, що методику оцінки текстури в поверхневому шарі лопаток у процесі їхнього виготовлення вперше було описано в роботі [4], яка дещо відрізнялася при оцінці компонента текстури (0001) в цьому дослідженні.

Проведено також порівняльне вивчення характеристик структури поверхневого шару лопаток після віброполірування (ВП), а також ультразвукової обробки кульками (УЗЗ) з наступним або попереднім нанесенням покриттів TiN.

Аналіз дифрактограм зразків лопаток з нанесеними покриттями показав, що, крім ліній α' і β - фаз титану, в ньому наявні ще і лінії фази нітриду титану TiN з ГЦК ґраткою (просторова група Fm3m). Обрані для аналізу лінії 111 і 200 мали різну інтенсивність, що свідчило про наявність різного ступеня текстурованості покриття.

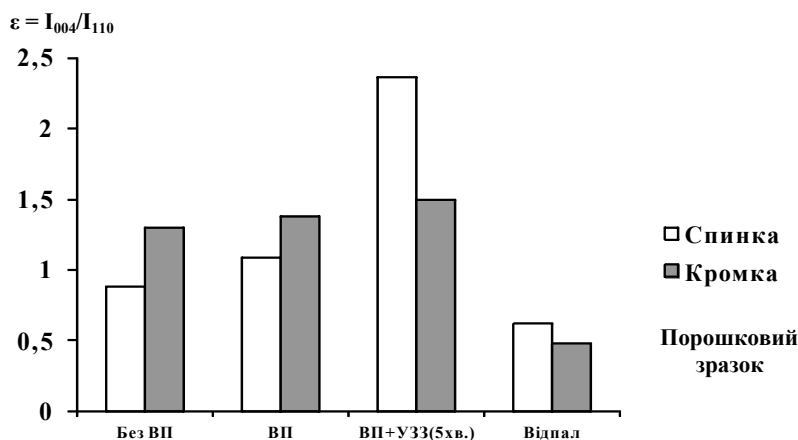


Рис. 1. Залежність параметра ε , що характеризує текстурованість α' - фази, від різних видів обробки і досліджуваних ділянок пера лопатки

Були визначені інтенсивності обраних ліній для α' - фази і хімічної сполуки TiN відповідно після кожного виду обробки для спинки й кромки, а також розраховано параметри ε , що характеризує текстуру α' - фази, і P для виявлення текстури покриття TiN. Розрахункові значення цих параметрів наведено в табл. 1 і 2.

Таблиця 1 – Значення параметра ε , що характеризує текстурованість α' - фази для різних способів зміцнення і досліджуваних ділянок пера лопаток

Спосіб обробки	Параметр $\varepsilon = I_{004}/I_{110}$	
	спинка	кромка
Без ВП	0,88	1,30
ВП	1,09	1,38
ВП+УЗЗ (5хв)	2,36	1,50
ВП+УЗЗ (10хв)	2,00	1,6
ВП,950 °- відпалення	0,62	0,48
КІБ	0,78	1,27
ВП+КІБ	0,81	1,29
ВП+УЗЗ (5хв)+КІБ	2,22	1,62
ВП+УЗЗ (10хв)+КІБ	1,92	1,80
ВП+КІБ+УЗЗ (5хв)	1,79	1,54

Таблиця 2 – Значення параметра P , що характеризує текстурованість покриття TiN для різних видів обробки й досліджуваних ділянок пера лопаток

Спосіб обробки	Параметр $P = I_{111}/I_{200}$	
	спинка	кромка
КІБ (без ВП)	6,2	3,2
ВП+КІБ	11,4	6,6
ВП+УЗЗ (5хв)+КІБ	17,4	12,6
ВП+УЗЗ (10хв)+КІБ	14,6	13,2
ВП+КІБ+УЗЗ (5хв)	13,0	10,3

Як показав аналіз (рис. 1, табл. 1), при обробці УЗЗ деформація в поверхневому шарі сприяла збільшенню кількості зерен α' - фази, орієнтованих відносно поверхні лопатки базисною площиною (0001). Після УЗЗ параметр ε для спинки становив 2,36 і 2,0, тоді як після віброполірування без обробки УЗЗ він дорівнював 1,09.

Обробка УЗЗ лопаток з покриттями приводить до збільшення кількості зерен, орієнтованих базисною площиною відносно їх поверхонь, але істотно менше, ніж попередня обробка УЗЗ до процесу покриття. При обробці ВП+КІБ для спинки її параметр ε дорівнював 0,81; для обробок ВП+КІБ+УЗЗ(5хв) і ВП+УЗЗ(5 хв)+КІБ відповідно 1,79 і 2,22 (рис. 2). Слід зазначити, що насичення твердого розчину α' - фази атомами азоту частково блокує розвиток процесів деформації у поверхне-

вих зонах лопаток, оскільки у цьому випадку збільшується частка зерен, орієнтованих площинами призматичного типу (1120), і цей факт збігається з літератури [7].

Аналіз текстури покриття показав істотний збіг на пряму зміни значень параметра P для покриття (рис. 3, табл. 2) і параметра ε для α' - фази (рис. 2, табл. 1).

Встановлено, що збільшення параметра P для спинки і кромки лопатки відбувається як у випадку попередньої обробки УЗЗ до нанесення покриття, так і при обробці УЗЗ після утворення покриттів. Відзначимо надзвичайно важливий факт, який свідчить про те, що при такій послідовності комплексної обробки спостерігається підвищена кількість зерен з базисною орієнтацією (0001) у поверхневих зонах виробів.

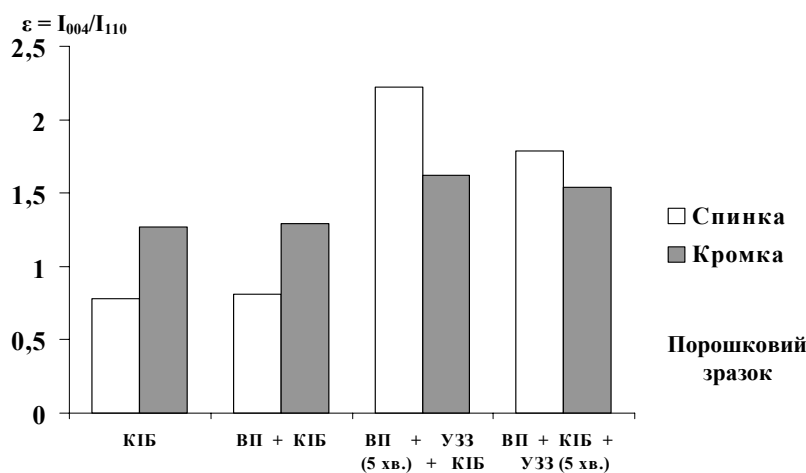


Рис. 2. Залежність параметра ε , що характеризує текстурованість α' -фази від різних видів обробки й досліджуваних ділянок пера лопатки із покриттям TiN

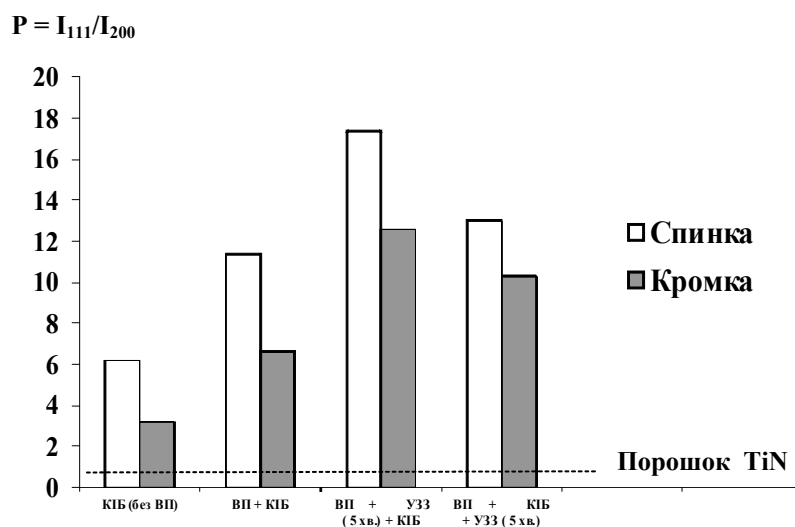


Рис. 3. Значення параметра P , що характеризує текстурованість покриття TiN від різних видів обробки й досліджуваних ділянок пера лопатки

Отримані результати можна пояснити з огляду на такі міркування. Відомо [8], що залежно від типу кристалічної ґратки переважну швидкість росту мають площини з найбільшою ретикулярною густиною, до яких належить і площина (111) ГЦК ґратки нітриду титану. Величина параметра P , отриманого для нетекстурованого нітридного покриття, знятого з поверхні лопатки й подрібненого в порошок, дорівнює 0,55 (на рис. 3 пунктирна лінія).

Істотне збільшення значень параметра P для всіх зразків порівняно з величиною 0,55 свідчить про переважну паралельну орієнтацію зерен титану (0001) відносно контактної площини (111) у покритті зерна, що повинно сприятливо впливати на зносостійкість матеріалу, оскільки площини типу (111) і (0001) є найбільш щільнопакованими. Збільшення загальної кількості зерен обох фаз із такою орієнтацією є значно суттєвішим (17,4 і 14,6) після попередньої обробки УЗЗ протягом відповідно 5 і 10 хвилин (табл. 2).

Виникнення сприятливої текстури нітридного покриття буде також визначатися найбільш переважним орієнтаційним узгодженням кристалічних ґраток підкладки (титану) й покриття [9]. Близькі характеристики структури в цьому плані мають площини типу (111) ГЦК ґратки нітриду титану й базисної площини (0001) ГЦП ґратки α' - фази (рис. 4). Отже, якщо на поверхні лопатки, як на підкладці, більшість зерен орієнтована базисною площиною (0001), то міжфазна границя між покриттям і поверхнею лопатки, очевидно, буде наближатися до когерентної (найбільш значний рівень кристалогометричного зв'язку). Це забезпечує термодинамічно вигідне формування кристалів TiN і α' - фази з найбільш сприятливим їх взаємним орієнтуванням.

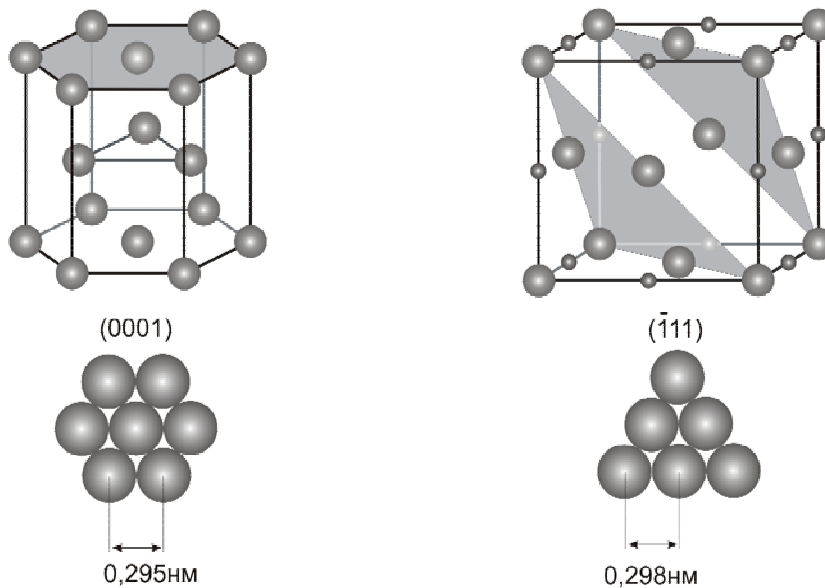


Рис. 4. Площини сполучення ґраток α' - фази і TiN

У термодинамічному сенсі зазначене явище відзначається необхідним співвідношенням енергетичних характеристик, які пов'язані з майже максимальною адгезією одного типу матеріалу з іншим. Мірою термодинамічного вирашу слугує залежність

$$\Delta\gamma_{\text{покр/матр}} = \gamma_{\text{матр}} + \gamma_{\text{покр}} - \gamma_{\text{покр/матр}} \quad (1)$$

Тут усі γ – поверхневі енергії відповідно чистим поверхням матриці (підкладки), покриття і міжфазної межі покриття-матриця (в нашому випадку, покриття це – TiN, а матриця – α' - фаза титанового матеріалу). При цьому треба також зазначити, що у цьому випадку слід розглядати тільки ефект сильної адгезії, який забезпечується наявністю сильної нерівності

$$\frac{\Delta\gamma_{\text{покр/матр}}}{\gamma_{\text{покр}}} \gg 2. \text{ Це безпосередньо впливає з таких}$$

співвідношень:

$$\gamma_{\text{матр}} = \gamma_{\text{покр/матр}} + \gamma_{\text{матр}} \cos \theta, \quad (2)$$

де θ – кут умовного змочування одним матеріалом (покриттям) і іншого (матриці), а також і відомого рівняння Дюпре

$$1 + \cos \theta = \frac{\Delta\gamma_{\text{покр/матр}}}{\gamma_{\text{покр}}}. \quad (3)$$

З проведених дослідів легко бачити, що кут θ майже дорівнює нулю, а це свідчить про реалізацію при створенні покриттів TiN на двофазному титановому сплаві типу VT8 після його певної обробки, міцних з'єднань епітаксимального виду, бо різниця між атомними відстанями у площинах з максимальною ретикулярною густиною є в цьому випадку винятково малою (рис. 4).

Низькі значення параметра $P_{6,2}$ для спинки й $3,2$ – для кромки лопатки, які не піддавалися віброполіруванню, свідчать про те, що ефективність очищення поверхонь лопаток при бомбардуванні їх іонами титану трохи знижується через наявність макроушкоджень на поверхні, що, у свою чергу, зменшує міру текстурованості покриттів. Усунення віброполіруванням ушкоджень підвищує текстурованість покриття (обробка ВП+КІБ).

Відзначимо, що для всіх комплексних обробок частка зерен, орієнтованих площинами (111) паралельно поверхні спинки лопатки перевищує текстурованість покриття на кромках (можливо через менше очищення поверхні гострих кромки, а також розбіжності в характері текстури α' - фази).

У роботі [10] відзначається, що в процесі КІБ плазмохімічна реакція титану з азотом при утворенні нітриду титану відбувається переважно на поверхні виробів і тому ймовірність дифузії азоту в поверхневий шар лопатки є досить високою. Оскільки азот, відповідно до діаграми стану Ti-N, є α' - стабілізатором, то утворення твердого розчину впровадження азоту у гратку α' - фази завжди приводить до збільшення параметра гратки, що є характерним саме для твердих розчинів впровадження.

З метою підтвердження можливості дифузії азоту із утворенням твердого розчину впровадження були визначені періоди елементарної комірки α' - фази a і c при використанні ліній 110 α' і 004 α' . Розрахункові дані цього експерименту представлені в табл. 3.

Таблиця 3 – Періоди (параметри) елементарної комірки α' - фази після різних способів зміцнення для спинки пера лопаток

Спосіб зміцнення	Параметри елементарної комірки	
	c , нм	a , нм
Без ВП	0,4663	0,2929
ВП	0,4663	0,2931
ВП+КІБ	0,4660	0,2930
КІБ	0,4668	0,2932
ВП+УЗЗ (5 хв)	0,4663	0,2930
ВП+УЗЗ (10 хв)	0,4662	0,2932
ВП+УЗЗ (5хв)+КІБ	0,4674	0,2931
ВП+УЗЗ (10хв)+КІБ	0,4673	0,2933
ВП+КІБ+УЗЗ (5хв)	0,4679	0,2928

Виявлено істотну розбіжність у значеннях параметра c , (у той же час параметр a практично залишається незмінним), що не суперечить даним роботи [9], у якій спостерігали збільшення параметра c залежно від кількості азоту в титані.

Відомо, що азот у твердому розчині ГЦП- гратки займає позиції в тетраедричних і октаедричних порах. При цьому останні мають більший об'єм порівняно з тетраедричними і являють собою в напрямках [0001] суцільні сприятливі канали [6], чим і пояснюється збільшення параметра c для всіх зразків лопаток з нанесеними покриттями нітриду титану (табл. 3).

Параметр c на зразках з попередньою обробкою УЗЗ протягом 5 і 10 хвилин перед покриттям в порівнянні зі зразками без обробки УЗЗ є більшим, що пов'язано, ймовірно, зі збільшенням кількості зерен, орієнтованих площинами (0001) паралельно поверхням лопаток. Останнє підтверджується даними по визначенню фактора P , який характеризує зміну текстури. Так, при обробці УЗЗ протягом 5 хвилин, значення P збільшується до величини 2,36 у порівнянні з величиною 1,09 для цієї характеристики безпосередньо після віброполірування (табл. 1).

Якщо обробку УЗЗ проводили після нанесення покриття (ВП+КІБ+УЗЗ 5 хв), то значення параметра c становить відповідно 0,4679 нм, що перевищувало цю характеристику в тому випадку, коли обробка УЗЗ передувала процесу створення покриття.

Зміцнення твердого розчину внаслідок пошкодження кристалічної гратки, а також блокування атомами азоту дислокацій, підвищують залишкові напруження стиснення для варіанту послідовності обробок ВП+УЗЗ (5 хв) + КІБ. Слід зазначити, що наявність азоту у твердому розчині гратки α' - фази, як домішки впровадження, може приводити до появи деякої частки спрямованого ковалентного зв'язку [8], а це є також одним із факторів, які сприяють підвищенню міцності матеріалу.

Висновки

1. Встановлено, що покриття нітриду титану на лопатках текстуровані з переважною орієнтацією напрямку [111] відносно поверхні лопатки. Найкраще розмірне і структурне співвідношення спостерігається між площинами (111) ГЦК гратки нітриду титану та (0001) ГЦП гратки α' - фази титанового сплаву. Гратки TiN і α' -Ti є майже ідеальною епітаксимальною парою, що забезпечує мінімальну питому енергію міжфазної границі і суттєво підвищує рівень адгезії між контактними поверхнями фаз.

2. Сприятливі умови для росту зерен TiN створюються при попередній обробці УЗУ(5 хв), коли збільшується кількість зерен α' - фази в титановому сплаві, орієнтованих площинами (0001) відносно поверхні титанової лопатки.

Список літератури

1. Аппен А. А. Основные физико-химические принципы создания жаростойких неорганических покрытий / Аппен А. А. // Жаростойкие покрытия. – Л.; М. : Наука, 1965. – С. 3–54.
2. Русаков А. А. Рентгенография материалов / Русаков А. А. // М. : Атомиздат. – 1977. – 480 с.

3. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ // Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. – М. : Металлургия, 1979. – 366 с.
4. Влияние технологии изготовления и характер текстурованности лопаток ГДТ / [Жеманюк П. Д., Ольшанецкий В. Е., Степанова Л. П. и др.] // Металлознавство та обробка металів, 1998. – № 3. – С. 22–27.
5. У. Цвиккер Титан и его сплавы / У. Цвиккер. – М. : Металлургия, 1979. – 512 с.
6. Шаскольская М. П. Кристаллография / Шаскольская М. П. – М., 1976. – 391 с.
7. Бабад-Захрапин А. А. Текстурированные высокотемпературные покрытия / Бабад-Захрапин А. А., Кузнецов Г. Д. – М.: Атомиздат. – 176 с.
8. Коллингз Е. В. Физическое металловедение титановых сплавов / Коллингз Е. В. – М. : Металлургия, 1988. – 223 с.
9. Рудницький Н. М. До оцінки впливу залишкових напружень і зміцнення поверхневого шару на втомную міцність деталей / Рудницький Н. М. // Пробл. міцності, 1981. – № 10. – С. 27–34.
10. Нанесення зносостійких покриттів на швидкорізальний інструмент // [Внуков А. А., Марков Л. В., Лаврова Л. В., Бердишев Н. Ю]. –К. : Техника, 1992. – 143 с.

Одержано 09.12.2015

Степанова Л.П., Ольшанецкий В.Е., Пухальская Г.В. Об образовании благоприятной кристаллогеометрии покрытий TiN на авиационных лопатках из титановых сплавов

Рассмотрены способы обработки титановых лопаток (сплав VT8) компрессоров газотурбинных авиадвигателей для изменения структуры нанесенных порошковых покрытий (TiN) в плане создания благоприятной кристаллогеометрии поверхностных зон деталей, которая обеспечивает существенное повышение механических свойств и эксплуатационных характеристик изделий.

Ключевые слова: титановый сплав, методы обработки, адгезия, кристаллогеометрия, свойства.

Stepanova L., Ol'shanetskii V., Pukhal'skaia G. The formation of a favorable crystal geometry of TiN coatings on aircraft blades made of titanium alloys

The methods of processing titanium blades (VT8 alloy) of compressor turbine engines to change the structure of the powder coating (TiN) in terms of creating a favorable geometry of adhesion the surface areas of parts, which provides a significant improvement in the mechanical properties and performance of final product.

Key words: titanium alloy, processing methods, adhesion, crystal geometry, properties.

УДК 620:193.4/620.197:669.15

Д-р техн. наук О. Е. Нарівський

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ І СТРУКТУРИ СТАЛІ AISI 321 НА ОСОБЛИВОСТІ СЕЛЕКТИВНОГО РОЗЧИНЕННЯ МЕТАЛІВ У ПІТИНГАХ НА ЇЇ ПОВЕРХНІ

Досліджено характерні особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітингах, які зароджуються на поверхні сталі AISI 321 у модельних оборотних водах з рН4...8 і концентрацією хлоридів 300 мг/л. Зокрема, у воді з рН4 сталь пітингує з утворенням стабільних пітингів, поверхня яких збагачується Cr та збіднюється Ni і Fe, а з рН5...8 – метастабільних, поверхня яких збагачується Fe та збіднюється Cr і Ni. Це визначає механізми впливу хімічного складу і структури сталі на селективне розчинення металів у пітингах.

Ключові слова: пітинг, структура, легувальний елемент, селективне розчинення металів у пітингах.

Актуальність проблеми

Сталь AISI 321, яка є аналогом вітчизняної сталі 12Х18Н10Т, часто використовують у виробництві теплообмінників. При цьому оборотні води, які застосовують під час їх експлуатації, сприяють пітинговій корозії обладнання. Для прогнозування пітинготривкості корозійотривких сталей у хлоридовмісних середовищах усе частіше застосовують методи визначення їх критичних температур пітингування залежно від концентрації у них хлоридів та рН. Однак на часі проблемою є ідентифікація метастабільних і стабільних пітингів та вплив легувальних елементів і структури сталей на особливості селективного розчинення металів у пітингах.

Аналіз останніх наукових досліджень

На сьогодні відомо [1–3], що корозійотривкі сталі під час анодного процесу в хлоридовмісних середовищах розчиняються селективно. Останні дослідження показали, що в пітингах анодні процеси також супроводжуються селективним розчиненням металів [4]. До того ж у метастабільних і стабільних пітингах вони мають характерні особливості [5]. Проте механізми впливу хімічного складу і структури сталі на ці особливості процесу на сьогодні не досліджено.

Мета роботи

Визначити механізм впливу хімічного складу і структури сталі AISI 321 на характерні особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітингах, які утворюються на її поверхні в модельних оборотних водах.

Матеріали та методи досліджень

Досліджували п'ять плавок сталі AISI 321 у модельних оборотних водах із рН4...8 і концентрацією хлоридів

300 мг/л. Їх хімічний склад та складові структури визначали раніше [6]. Корозійні втрати із пітингів на поверхні сталі визначали в праці [7; 8]. Метастабільні і стабільні пітинги, що утворюються на її поверхні в досліджуваних модельних оборотних водах, ідентифікували за коефіцієнтом селективного розчинення Cr із пітингів [5]. Характерні особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітингах визначали за результатами аналізу коефіцієнтів селективного розчинення Cr і Ni із пітингів. Механізми впливу легувальних елементів сталі та структури на корозійні втрати ΔCr , ΔNi , ΔFe із пітингів визначали, застосовуючи встановлені емпіричні залежності між ними [7; 8] та загально відомі літературні дані про селективне розчинення металів на поверхні корозійотривких сталей під час анодного процесу [1–3; 9].

Результати досліджень та їх обговорення

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь AISI 321 пітингує, поверхня стабільних пітингів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔFe сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній об'єму нітридів титану та середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 1).

Вплив об'єму нітридів титану і середнього діаметра зерна аустеніту на ΔFe сталі із пітингів зумовлено пришвидченням дифузії атомів Fe у твердому розчині аустеніту до поверхні стабільних пітингів на межах зерен аустеніту і нітридів титану з аустенітною матрицею. Адже що більший середній діаметр зерна аустеніту, то більший ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерна і сильніша дифузія атомів Fe до поверхні стабільних пітингів. До того ж кількість дефектів структури аустеніту в околі нітридів титану більша, ніж у твердому розчині аустеніту.

Таблиця 1 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сталі AISI 321 на її ΔFe у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 300 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C					
Si			↑		
Mn			↓		
Cr				↓	↓
Ni				↓	
N					
P			↓		
V _н	↑	↑	↑		
L _н				↑	
V _{ок}				↑	
L _{ок}					
P _α		↓	↑		
d _з	↑	↑	↑		

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня стабільних пітингів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔNi сталі з пітингів знижуються зі збільшенням у ній вмісту C, Si, об'єму оксидів алюмінію, об'єму δ -фериту та зменшенням вмісту P та середньої відстані між оксидами алюмінію (табл. 2).

Отже, C і Si сприяють збагаченню, а P – збідненню поверхні стабільних пітингів Ni. Вплив оксидів та δ -фериту на ΔNi сталі із пітингів пов'язаний з утворенням у їх околі метастабільних пітингів. Зокрема, що більше цих включень у сталі, то більше метастабільних пітингів і менші ΔNi сталі із стабільних пітингів. (табл. 2).

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня стабільних пітингів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сталі. За таких умов корозійні втрати ΔCr сталі із пітингів не залежать від її хімічного складу і структурної гетерогенності (табл. 3).

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Cr, що може сприяти його

дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔCr сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту Ni та N (табл. 3). Таким чином, Ni та N сприяють збідненню поверхні метастабільних пітингів Cr.

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збагачується Fe, що може сприяти його дифузії в об'єм сталі. За таких умов корозійні втрати ΔFe сталі з пітингів знижуються зі збільшенням у ній вмісту Cr (табл. 1). Отже, Cr сприяє збагаченню поверхні метастабільних пітингів Fe.

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії з об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔNi сталі із пітингів зростають зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 2). Це пов'язано з активацією іонізації атомів Ni на межах зерен аустеніту в метастабільних пітингах, тому що вплив середнього діаметра зерна аустеніту на ΔCr і ΔFe сталі із пітингів не виявлено.

У модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь AISI 321 пітингує, поверхня

Таблиця 2 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сталі AISI 321 на її ΔNi у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 300 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C	↓				
Si	↓	↓			
Mn					
Cr		↑	↑	↑	
Ni		↑	↑	↑	
N		↑			
P	↑				
V _н	↓	↓		↓	
L _н	↓				
V _{ок}	↓				
L _{ок}	↑				
P _α	↓				
d _з				↓	↑

метастабільних пітингів збіднюється Cr, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔCr сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту Ni (табл. 3). Таким чином, Ni сприяє збідненню поверхні метастабільних пітингів Cr.

У модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збагачується Fe, що може сприяти його дифузії в об'єм сталі. За таких умов корозійні втрати ΔFe сталі із пітингів знижуються зі збільшенням у ній вмісту Cr і Ni та зменшенням середньої відстані між нітридами титану і об'єму оксидів алюмінію (табл. 1). Отже, Cr і Ni сприяють збагаченню поверхні метастабільних пітингів Fe. Разом з тим зростання ΔFe сталі з пітингів зі збільшенням у ній середньої відстані між нітридами титану не пов'язано з дифузією атомів Fe в околі цих включень. Адже зі збільшенням середньої відстані між нітридами титану зростають їх розміри та кількість дефектів структури аустеніту в їх околі, але дифузія атомів Fe від поверхні пітингів у твердий розчин аустеніту не посилюється, тому що ΔFe сталі з пітингів зростають. Це зумовлено тим, що в метастабільних пітингах, які зародилися в околі нітридів титану, активується іонізація атомів Fe.

Крім того, порівняльний аналіз перших похідних даних [7] показав, що ΔCr із пітингів сталі AISI 321 в 27,28 рази інтенсивніше зростають зі збільшенням у ній вмісту Ni, ніж знижується ΔFe . Отже, Ni більше сприяє збідненню поверхні метастабільних пітингів Cr, ніж збагаченню Fe. Таким чином, Ni сприяє репасивації метастабільних пітингів.

У модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії з об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔNi сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту Cr та зменшенням об'єму нітридів титану та середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 2). Відтак, Cr сприяє збідненню поверхні метастабільних пітингів Ni. Водночас активація іонізації атомів Fe у пітингах, які зароджуються в околі нітридів титану на перетині з межами зерен аустеніту, сприяє уповільненню іонізації атомів Ni. Це узгоджується з даними праці [9].

У модельній оборотній воді з рН6 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь AISI 321 пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Cr, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні

Таблиця 3 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сталі AISI 321 на її ΔCr у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 300 мг/л

Хімічний склад і складові структури	pH оборотної води				
	4	5	6	7	8
C			↑		
Si		↑			
Mn					
Cr		↓			
Ni				↑	↑
N		↓			↑
P					
L _H		↑	↑		
V _{ок}			↑		
L _{ок}			↓		

втрати ΔCr сталі з пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту C, середньої відстані між нітридами титану, об'єму оксидів алюмінію та зменшенням середньої відстані між оксидами алюмінію (табл. 3). До того ж в околі карбонітридів титану активується іонізація атомів Cr, що сприяє зростанню ΔCr . При цьому, що більша середня відстань між цими включеннями, то більші їх розміри і більші ΔCr сталі із пітингів. Разом з тим в околі дрібних оксидів, розташованих межами зерен аустеніту, зароджуються метастабільні пітинги, що сприяє зростанню ΔCr сталі із пітингів. Це узгоджується з даними І.Л. Розенфельда [10].

У модельній оборотній воді з pH6 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збагачується Fe, що може сприяти його дифузії в об'єм сталі. За таких умов корозійні втрати ΔFe сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту Si, об'єму нітридів титану, об'єму δ - фериту, середнього діаметра зерна аустеніту та зменшенням вмісту Mn і P (табл. 1). Таким чином, Mn та P сприяють збагаченню, а Si – збідненню поверхні метастабільних пітингів Fe. Водночас ріст ΔFe сталі із пітингів зі збільшенням у ній середнього діаметра зерна аустеніту, об'єму нітридів титану та δ - фериту (табл. 1) не пов'язаний з їх впливом на дифузію атомів Fe в об'ємі сталі. Це зумовлено активацією іонізації атомів Fe у метастабільних пітингах, що розвиваються в околі цих включень.

У модельній оборотній воді з pH6 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔNi сталі з пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту Cr (табл. 2). Отже, Cr сприяє збідненню поверхні метастабільних пітингів Ni.

За результатами аналізу залежностей між ΔCr , ΔNi , ΔFe сталі із пітингів та її хімічним складом і складовими структурами [7] не виявлено однозначного впливу цих параметрів сталі на корозійні втрати металів із метастабільних пітингів.

У модельній оборотній воді з pH5 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь AISI 321 пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Cr, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов корозійні втрати ΔCr сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній вмісту Si, об'єму нітридів титану, середньої відстані між нітридами титану та зменшенням вмісту Cr і N (табл. 3). Таким чином, Cr і Ni сприяють збагаченню, а Si – збідненню поверхні метастабільних пітингів Cr. Разом з тим в околі нітридів титану, де розвиваються метастабільні пітинги, пришвидчується дифузія атомів Cr із об'єму сталі. До того ж, що більші за розміром нітриди титану, то більше дефектів структури аустеніту в їх околі і більші ΔCr сталі із пітингів.

У модельній оборотній воді з pH5 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метаста-

більших пітингів збагачується Fe, що може сприяти його дифузії в об'єм сталі. За таких умов корозійні втрати ΔFe сталі із пітингів зростають зі збільшенням у ній об'єму нітридів титану, середнього діаметра зерна аустеніту та зменшенням об'єму δ -фериту (табл. 1). Вплив об'єму нітридів титану та середнього діаметра зерна аустеніту на ΔFe сталі із пітингів не пов'язаний з дифузією атомів Fe в їх околі, а зумовлено активацією іонізації атомів Fe на цих ділянках.

У модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 300 мг/л, де сталь пітингує, поверхня метастабільних пітингів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сталі. За таких умов ΔNi сталі із пітингів знижуються зі збільшенням у ній вмісту Si, об'єму нітридів титану та зменшенням вмісту Cr та N (табл. 2). Отже, Si сприяє збагаченню, а Cr та N – збідненню поверхні метастабільних пітингів Ni. Разом з тим, враховуючи дані праці [9], з пришвидченням активації атомів менш благородного Fe у пітингах, що розвиваються в околі нітридів титану, уповільнюється активація атомів благороднішого Ni.

Крім того, порівняльний аналіз перших похідних залежностей [7] між корозійними втратами ΔCr , ΔNi та об'ємом нітридів титану в сталі показав, що ΔNi із пітингів у 19 разів інтенсивніше знижуються зі збільшенням цього параметру, ніж зростають ΔCr . Отже, що більші за розміром нітриди титану, в околі яких зароджуються стабільні пітинги, то інтенсивніше їх поверхня збагачується Ni, ніж збіднюється Cr. Разом з тим, аналізуючи перші похідні залежності [7] між ΔCr , ΔNi із пітингів на поверхні сталі AISI 321 та вмістом у ній Si можна зазначити, що ΔNi в 11,7 рази інтенсивніше знижуються зі збільшенням у ній вмісту Si, ніж зростають ΔCr . Слід відзначити, що об'єм нітридів титану і вміст Si в сталі однаково впливають на ΔCr і ΔNi із пітингів. Це зумовлено тим, що Si сприяє випадінню карбідної фази в околі нітридів титану [11]. Таким чином, можна зазначити, що в околі карбонітридів титану поверхня стабільних пітингів інтенсивніше збагачується Ni, ніж збіднюється Cr. Водночас за результатами аналізу перших похідних залежностей [7] між ΔCr , ΔNi із пітингів та вмістом у сталі N виходить, що ΔCr в 7,6 рази інтенсивніше знижуються зі збільшенням у ній вмісту N, ніж ΔNi . Враховуючи вищевикладене, вплив N на ΔCr і ΔNi сталі із пітингів не можна пов'язати з карбонітридами титану. Найвірогідніше, це зумовлено тим, що аустенітотвірний елемент N, стабілізуючи структуру аустеніту, більше прискорює розчинення в стабільних пітингах феритотвірного Ni. За результатами порівняння перших похідних залежностей [7] між ΔCr , ΔNi із пітингів та вмістом у сталі Cr виходить, що ΔNi сталі в 14,5 рази інтенсивніше зростають зі збільшенням у ній вмісту Cr, ніж ΔCr . Отже, Cr, в основному, сприяє збідненню поверхні стабільних пітингів Ni.

Висновки

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією

хлоридів 300 мг/л встановлено, що поверхня стабільних пітингів, які утворюються в околі нітридів титану, збагачується Fe. Це зумовлено пришвидченням дифузії атомів Fe межами включення з твердим розчином аустеніту. Водночас виявлено, що C і Si сприяють збагаченню, а P – збідненню поверхні пітингів Ni. Проте хімічний склад і структура сталі не впливають на її ΔCr із пітингів.

У модельній оборотній воді з рН5, де сталь AISI 321 пітингує з утворенням метастабільних пітингів, виявлено, що їх поверхня збіднюється Cr і Ni та збагачується Fe. Разом з тим встановлено, що Cr і Ni сприяють збагаченню, а Si – збідненню поверхні метастабільних пітингів Cr. При цьому в околі нітридів титану, внаслідок пришвидчення дифузії атомів Cr до поверхні пітингів, поверхня пітингів збіднюється Cr. Однак вплив нітридів титану на ΔFe із пітингів не пов'язано з дифузією атомів Fe у твердому розчині аустеніту, а зумовлено активацією їх іонізації на цих ділянках. Це уповільнює активацію атомів благороднішого Ni, що сприяє його накопиченню на поверхні пітингів. Крім того виявлено, що Si сприяє збагаченню, а Cr і N – збідненню поверхні метастабільних пітингів Ni.

У модельній оборотній воді з рН6, де сталь пітингує з утворенням метастабільних пітингів, виявлено, що їх поверхня збіднюється Cr і Ni та збагачується Fe. При цьому виявлено, що Mn і P сприяють збагаченню, а Si – збідненню поверхні пітингів Fe. Разом з тим показано, що Cr сприяє збідненню їх поверхні Ni. Водночас виявлено, що внаслідок активації іонізації атомів Cr в пітингах, що зароджуються в околі нітридів і карбонітридів титану, ΔCr із пітингів зростають, а їх поверхня збіднюється Cr.

У модельній оборотній воді з рН7, де сталь пітингує з утворенням метастабільних пітингів, виявлено, що їх поверхня збіднюється Cr і Ni та збагачується Fe. При цьому Ni сприяє збідненню їх поверхні Cr та збагаченню Fe. Однак цей вплив у 27,28 рази інтенсивніший на ΔCr із пітингів, ніж ΔFe . Водночас встановлено, що N сприяє збагаченню поверхні пітингів Fe, а активація іонізації атомів Fe в околі нітридів титану, де зароджуються ці пітинги, збідненню. Разом з тим доведено, що активація атомів Fe в околі нітридів титану сприяє уповільненню іонізації атомів Ni. Внаслідок цього поверхня пітингів збагачується Ni, а Cr сприяє її збідненню.

У модельній оборотній воді з рН8 встановлено, що поверхня метастабільних пітингів збагачується Fe та збіднюється Cr і Ni. Водночас виявлено, що Ni та N сприяють збагаченню їх поверхні Cr, а Cr, який у складі сталі, Fe.

Список літератури

1. Вязовикина Н. В. Использование хроновольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром-железо / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. – № 6. – С. 917–922.
2. Томашов Н. Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н. Д. Томашов. – М. : Изд.-во АН СССР, 1959. – 592 с.
3. 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.
4. Нарівський О. Е. Мікромеханізм корозійного руйнування пластин теплообмінників. / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 1. – С. 110–116.
 5. Нарівський О. Е. Закономірності і механізми локальної корозії корозійнотривких сталей і сплаву аустенітного класу для ємнісної та теплообмінної апаратури: автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук: спеціальність 05.17.14 – Хімічний опір матеріалів та захист від корозії / О. Е. Нарівський; Львів, 2015. – 42 с.
 6. Нарівський О. Е. Вплив гетерогенності сталі AISI 321 на її піттингування у хлоридовмісному середовищі / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 2 – С. 100–106.
 7. 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 металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 36–44.
 8. 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.
 9. The cumulative effect of alloying elements N, W, Mo and Cu on the corrosion behaviour of 17 Cr – 13 Ni stainless steel in 2N H₂SO₄ / [A. Belfrouh, C. Masson, D. Vouagner etc.] // Corrosion Science. – 1996. – Vol. 38. – № 10. – P. 1639–1648.
 10. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
 11. Кремний как легирующий элемент в стали 000X20H20 / [А. А. Бабаков, С. М. Новокрещенова, Ф. П. Левин и др.] // Защита металлов. – 1974. – Т. 10. – № 5 – С. 552–554.

Одержано 16.12.2015

Наривський А.Э. Влияние легирующих элементов и структуры стали AISI 321 на особенности селективного растворения металлов в питтингах на ее поверхности

Исследованы характерные особенности селективного растворения металлов в метастабильных и стабильных питтингах, которые зарождаются на поверхности стали AISI 321 в модельных оборотных водах с pH4...8 и концентрацией хлоридов 300 мг/л. В частности, установлено, что в модельной оборотной воде с pH4 сталь питтингуется с образованием стабильных питтингов, поверхность которых обогащается Cr и обедняется Ni и Fe, а с pH5...8 – метастабильных, поверхность которых обогащается Fe и обедняется Cr и Ni. Это определяет механизмы влияния химического состава и структуры стали на селективное растворение металлов в питтингах.

Ключевые слова: *питтинг, структура, легирующий элемент, селективное растворение металлов в питтингах.*

Narivskiy A. Influence of alloying elements and structure of AISI 321 steel on the features of selective dissolution of metals in pittings on its surface

Characteristic peculiarities of selective dissolution of metals in metastable and stable pittings formed on AISI 321 steel surface in model recycled waters with pH4...8 and chlorides concentration of 300mg/l is studied. In particular, it is determined that in model recycled waters with pH4 steel makes stable pittings, the surface of which is enriched with Cr and depleted with Ni and Fe, and with pH5...8 – metastable pittings, which surface is enriched with Fe and depleted with Cr and Ni. It determines mechanisms of influence of steel chemical composition and structure on selective dissolution of metals in pittings.

Key words: *pitting, structure, alloying element, selective dissolution of metals in pittings.*

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 620.186: 669.131.7

Канд. техн. наук В. Г. Іванов, канд. техн. наук В. С. Голтвяница
Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

МОРФОЛОГІЯ ГРАФІТУ У ЗАЕВТЕКТИЧНОМУ СИНТЕТИЧНОМУ ЧАВУНІ

Представлено дані про утворення кулястого графіту в заевтектичних синтетичних чавунах, що виплавлені на шихтових матеріалах підвищеної чистоти. Підтверджено, що вкраплення графіту в заевтектичному синтетичному високоміцному чавуні зростають за дендритним механізмом при високій швидкості кристалізації. Морфологічні показники (фрактальна розмірність, аспект, кулястість) графітових вкраплень, що утворилися в синтетичному високоміцному чавуні, мають більш високі значення внаслідок більш розвинутої поверхні та високої швидкості кристалізації.

Ключові слова: синтетичний чавун, кулястий графіт, морфологія, фрактальна розмірність, дендрит.

Вступ

Виготовлення високоякісних чавунних виливків у сучасному ливарному виробництві нерозривно пов'язано з використанням електричних печей (дугових та індукційних), для яких характерна більша технологічна гнучкість. Серед багатьох переваг плавки у цих агрегатах особливу увагу привертає можливість використання як шихти малоцінних відходів машинобудівної галузі (сталеві обрізи, висічки, стружки та ін.) з метою отримання «синтетичних» чавунів. Унаслідок меншої кількості сірки, фосфору, водню, азоту, кисню, а також інших домішок та неметалевих вкраплень синтетичні чавуни відрізняються підвищеними механічними та службовими властивостями, що дає змогу використовувати їх замість легованих конструкційних чавунів та навіть сталей. У багатьох випадках сталі замінюють високоміцним чавуном з кулястим графітом, який отримують шляхом модифікування магнієм, церієм, барієм та ін. елементами.

Але синтетичним чавунам також притаманна нестабільність структури та властивостей внаслідок схильності до метастабільного твердіння. Недостатня вивченість механізмів формування структури синтетичного чавуну та відсутність загальноприйнятої гіпотези утворення кулястої форми графіту при модифікуванні магнієм дещо стримують масштаби використання цього матеріалу для виготовлення високоякісних виливків. Тому дослідження спрямовані на встановлення механізму утворення графіту кулястої форми в синтетичних чавунах буде сприяти вдосконаленню технології виготовлення виливків і є актуальними для сучасного ливарного виробництва.

Постановка задачі

Вивчали утворення кулястого графіту в синтетичному чавуні, що виплавляли на шихтових матеріалах з мінімальною кількістю шкідливих домішок.

Огляд літератури

Синтетичний чавун з успіхом використовується у промисловості вже понад сорок років. Роботи Н. Г. Гиршовича, В. С. Шуміхіна, П. П. Лузана, М. В. Жельніса, Д. П. Іванова, Л. Б. Когана [1–4] сприяли вдосконаленню ливарного виробництва та впровадженню синтетичного чавуну з пластинчатим графітом для виробництва різноманітних виливків відповідального призначення. Синтетичний ковкий чавун широко застосовували також для виливків запірної арматури [5, 6]. У наш час найбільш доцільно використовувати синтетичні сплави для виробництва високоякісних чавунів з кулястим графітом, враховуючи низький вміст у них демодифікувальних домішок [2]. Так, відомо [7], що для виготовлення автомобільних виливків на ВАЗі використовують синтетичний чавун з кулястим графітом, що виплавляють дуплекс-процесом: дугова піч – індукційна піч. Особливості модифікування синтетичних чавунів з метою сфероїдизації графіту представлені в роботах [8, 9]. Однак у цілому слід відзначити, що синтетичний чавун з кулястим графітом до теперішнього часу вивчений недостатньо. Особливо це стосується морфології графітових вкраплень кулястої форми в синтетичних чавунах, бо відзначена вище чистота за домішками та газми суттєво змінює умови зародження та кристалізації графіту. Ці дані досить обмежені та часто носять фрагментарний характер. У цій роботі вивчали відмінності

будови та розподілу графітових вкраплень у синтетичних чавунах, що були отримані з шихтових матеріалів підвищеної чистоти.

Матеріали і методи

В якості шихтових матеріалів для отримання синтетичного чавуну використовували спеціально підготовлені металеві брикети у вигляді циліндрів, діаметром 30 мм та висотою 20 мм. Такі таблетки отримували на пресі ПГ-100 з 95 % порошку заліза (ПЖР 3.200.28, ГОСТ 9849-86) та 5 % малозольного графіту без зв'язувального. Плавку проводили у відкритій індукційній печі зі спеціально виготовленим графітовим сердечником в алундовому тиглі, діаметром 35 мм та висотою 100 мм. Для доведення складу чавуну за кремнієм використовували кристалічний кремній (Кр1, ГОСТ 2169-69). Для отримання кулястого графіту використовували нікель-магнієву лігатуру (15 % Mg, 0,6 % Се), що попередньо виготовляли з електролітичного нікелю (Н-1, ГОСТ 849-97), первинного магнію (Мг 95, ГОСТ 804-93) та фероцерію (МЦ50Ж3 (Ж6) ТУ 48-4-280-91) під барієвим флюсом (ТУ 1714-462-05785388-2010). Отриманий метал мав такий остаточний хімічний склад (мас. частка, %): 4,59 С; 2,48 Si; 0,042 Mn; 0,042 Cr; 0,92 Ni; 0,472 Cu; 0,012 P; 0,005 S; 0,04 % Mg_{зал.}

Металографічний аналіз зразків чавуну проводили з використанням мікроскопів МІМ-7 і «ZEISS. Epityp-2». Також додатково оцінювали фрактальну розмірність та інші геометричні параметри кулястих включень за допомогою програми Image Pro.

Експерименти

Кристалічний кремній та нікель-магнієву лігатуру додавали в рідкий чавун фракційно і після засвоєння добавок відбирали проби металу за допомогою кварцових трубок діаметром 5 мм. Потім з відібраних заготовок виготовляли шліфи для металографічного аналізу. Заевтектичний склад чавуну вибирався навмисно для дослідження виділення графіту у якості ведучої фази.

Результати

Типові мікроструктури синтетичного чавуну наведені на рис. 1. Як і слід було очікувати чистий Fe-C сплав кристалізувався переважно за метастабільною системою, і графіт майже не виділявся (рис. 1, а). При наступних добавках кристалічного кремнію (до 2,5 %) характер кристалізації чавуну змінюється і починає відповідати стабільній системі (рис. 1, б). При добавці нікель – магнієвої лігатури чавун кристалізується за змішаним половинчастим механізмом з утворенням графіту спочатку вермикулярної (рис. 1, в), а потім і кулястої форми та ледебуритної матриці (рис. 1, г).

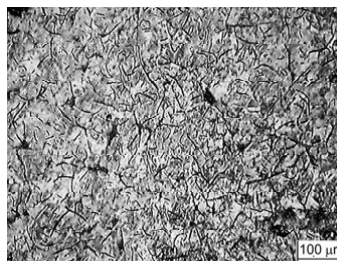
Мала кількість домішок у чавуні буде сприяти тому, що головним чином магній буде йти не на рафінування чавуну, а на утворення кулястого графіту. Відомо, що утворення графіту, як правило, відбувається на поверхні розділу, і чим більше домішок, тим більше буде цих поверхонь. Тому часто в синтетичних чавунах спостерігається менша кількість вкраплень графіту.

Кулясті вкраплення графіту були квазіглобулярними і являли собою в перерізі багатокутники. Методами пошарового шліфування встановлено, що ці багатокутники уявляють собою секторальні дендритні утворення (рис. 2).

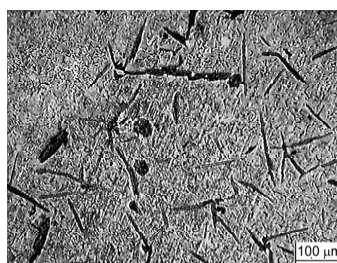
Застосування імерсійних об'єктивів виявило, що вкраплення графіту являють собою або зростки декількох куль, або так званий «вироджений», «підірваний» графіт (рис. 3 в, г). Морфологія таких вкраплень суттєво відрізнялася від включень кулястого графіту, що спостерігається в заевтектичних синтетичних чавунах промислової частоти (рис. 3, а, б).



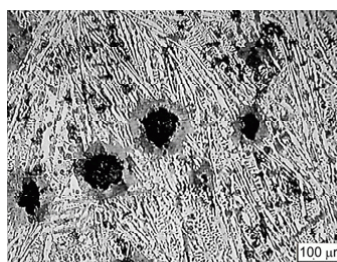
а



б



в



г

Рис. 1. Мікроструктура зразків синтетичного чавуну діаметром 5 мм при різному вмісті добавок кристалічного кремнію та магнію (оброблено ніталем): а – початковий чавун з 5 % вуглецю; б – той же чавун з добавкою 2,5 % кремнію; в – той же чавун з додатковою добавкою 0,5 % нікель-магнієвої лігатури (Mg залишковий 0,02 %); г – той же чавун з додатковою добавкою 1,0 % нікель-магнієвої лігатури (Mg залишковий 0,04 %)

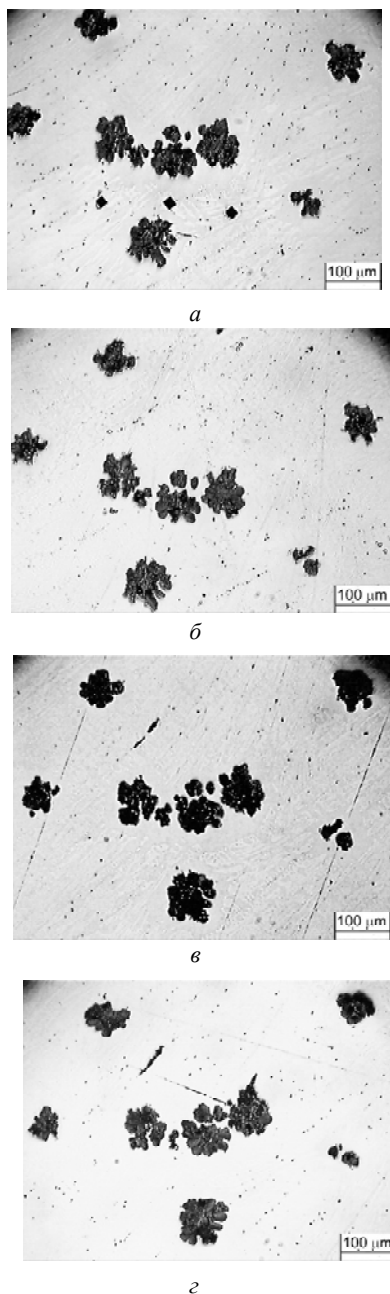


Рис. 2. Вкраплення кулястого графіту при послідовному шліфуванні:

a – початковий стан; *б, в, з* – структури після послідовного шліфування кроком 3–5 мкм

Такі неправильні вкраплення графіту іноді пов'язують або з агрегативним механізмом кристалізації графіту, або з так званим спотворенням, виродженням вкраплень графіту. Виродження кулястого графіту, що може спостерігатися у заевтектичних чавунах, пов'язують з тим, що у перенасиченому вуглецем розчині графіт зростає за дендритним механізмом, бо відсутній опір матриці – аустеніту [10], очищенням призматичних граней від кисню та сірки [11], досягненням критичних розмірів радіуса глобуля (7–20 мкм) та зростанням швидкості охолодження від 20 до 350 °С/хв. [12].

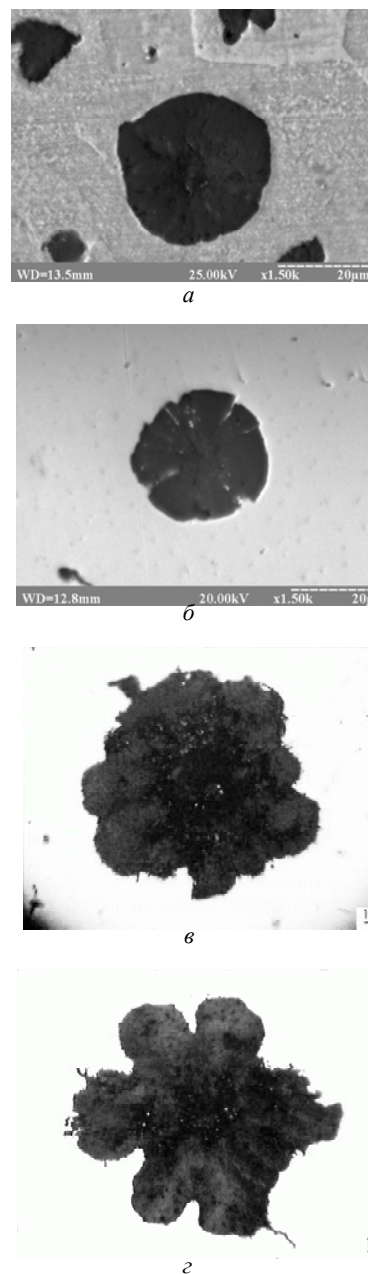


Рис. 3. Типові вкраплення графіту кулястої форми в заевтектичних чавунах:

a, б – включення графіту у промислового синтетичному чавуні для вилівка «Супорт» (хімічний склад, мас. частка, %: 3,0 С, 4,09 Si, 0,06 Mn, 0,04 P, 0,02 S, 0,02 Ni, 0,03 Cr); *в, з* – включення графіту у синтетичному дослідному чавуні

У нашому випадку швидкість охолодження була також досить високою і знаходилась якраз у таких межах (до 350 °С/хв.). Вміст сірки був на низькому рівні (0,005 %).

Обговорення

Введення у синтетичний чавун сфероїдизуючих модифікаторів спочатку створює додаткові поверхні розділи та виникає ефект інокуляції. Внаслідок того, що

таких центрів буде небагато (фракція модифікатора близько 1 мм), утворюються не поодинокі включення графіту, а зростки з декількох куль. Однак ці зростки кулястих вкраплень зростають з одного зародка.

Ефект модифікування нікель-магнієвою лігатурою супроводжується дуже бурхливою реакцією, навіть «мікробибухами», випаровуванням магнію та утворенням бульбашок, тобто кулястих поверхонь розділу.

На наш погляд, утворюється єдина система, що складається з газової бульбашки або навіть бульбашок, каналу живлення, основою якого є вкраплення графіту шестикутної форми з порожниною всередині. Через цей канал живлення відбувається дифузія вуглецю. Внаслідок високої активності вуглецю ці порожнини швидко заповнюються вуглецем і утворюються такі зростки кулястих вкраплень. Внаслідок високої швидкості кристалізації реалізується дендритний характер кристалізації графіту.

Для описання морфології включень графіту дуже зручно користуватися фрактальною розмірністю. Як показано у роботах [13, 14], фрактальна розмірність може виступати новою кількісною оцінкою форми і морфології графітних вкраплень.

У табл. 1 наведена фрактальна розмірність вкраплень графіту кулястої форми в дослідному чавуні порівняно з промисловим чавуном. Використовувалися безрозмірні характеристики, які дали змогу оцінювати

тільки форму вкраплень та не враховувати власне їх розміри.

Як видно з рис. 3 та табл. 1, графіт, що утворився у дослідному чавуні, має більш розвинену поверхню, менш компактний та кулястий. Усі морфологічні показники мають більш високий діапазон варіювання та більш високі значення.

Висновки

1. За результатами досліджень підтверджено, що вкраплення графіту у заевтектичному синтетичному чавуні зростають за дендритним механізмом.

2. Менша кількість домішок у синтетичному чавуні зменшує кількість поверхонь розділу, що можуть слугувати зародками графіту. Внаслідок цього кількість вкраплень графіту суттєво менша, ніж у чавунах промислової чистоти.

3. Морфологічні показники вкраплень графіту, що утворився в дослідному синтетичному високоміцному чавуні, мають більш високі значення внаслідок розвинутої поверхні та високої швидкості кристалізації.

4. Отримання правильних кулястих вкраплень графіту в заевтектичних синтетичних чавунах пов'язано зі зміною умов кристалізації та сфероїдизувального модифікування. Зменшення швидкості кристалізації та фракції модифікаторів буде сприяти рівномірному розподілу графіту та покращенню форми вкраплень.

Таблиця 1 – Морфологічні показники вкраплень графіту в синтетичних високоміцних чавунах

Вид чавуну	Показники		
	Фрактальна розмірність (лінії, що огинає графітне вкраплення)	Аспект	Кулястість
промисловий	1,01–1,05	1,04–1,05	1,6–2,6
дослідний	1,09–1,12	1,02–1,10	3,7–4,5

Примітки:

1. Аспект – співвідношення між великою та малою вісями еліпса. 2. Кулястість – розрахункова величина

$$K = \frac{P^2}{4\pi S}, \text{ де } P - \text{периметр вкраплення графіту; } S - \text{площа вкраплення графіту}$$

3. Фрактальна розмірність – розмірність Мінковського або груба розмірність обмеженої множини в метричному просторі, що дорівнює:

$$D = \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \frac{\log N(\varepsilon)}{-\log \varepsilon}, \text{ де } N(\varepsilon) - \text{мінімальне число множин діаметра } \varepsilon, \text{ якими можна покрити цю множину.}$$

Список літератури

1. Плавка синтетического чугуна в индукционных печах и ее технология на Каунасском литейном заводе «Центролит» / Под ред. Н. Г. Гиршовича. – Вильнюс : Минтис, 1974. – 297 с.
2. Шумихин В. С. Синтетический чугун / В. С. Шумихин, П. П. Лузан, М. В. Жельнис. – К. : Наук. думка, 1971. – 158 с.
3. Иванов Д. П. Синтетический чугун, свойства и методы его получения / Д. П. Иванов // Литейное производство. – 1972. – № 10. – С. 1–5.
4. Коган Л. Б. Структурные диаграммы для синтетического чугуна / Л. Б. Коган // Литейное производство. – 1972. – № 11. – С. 13–14.
5. Пархоменко В. А. Совершенствование методов выплавки белого чугуна в индукционных печах ИЧТ-10 /

- В. А. Пархоменко, И. Н. Бондаренко, Г. Ю. Шульте // Механизация и повышение эффективности технологических процессов производства отливок металлургического оборудования : тез. докл. IV Республ. науч.-техн. конф. – Днепропетровск : ДМетИ. – 1986. – 77 с.
6. Пархоменко В. А. Технологические особенности производства низкомарганцовистых синтетических ковких чугунов / В. А. Пархоменко, В. С. Драмшев, Т. Ф. Тылик // Неметаллические включения и газы в литейных сплавах : тез. докл. IV Республ. науч.-техн. конф. (окт. 1985). – Запорожье: ЗМИ. – 1985. – С. 183–184.
 7. Чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом и аустенито-бейнитной матрицей – современные материалы для литых деталей (свойства, применение, особенности технологии). Информационный сборник № 2. – М. : Инженерно-технологический центр машиностроения «Металлург», 2004. – 440 с.
 8. Кимстач Г. М. Об особенностях сфероидизирующего модифицирования синтетического чугуна / Г. М. Кимстач, М. Н. Шилова // Металлургия машиностроения. – 2006. – № 5. – С. 28–30.
 9. Кимстач Г. М. Синтетический чугун / Г. М. Кимстач // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. – №12. – С. 7–14.
 10. Campbell J. Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design / Campbell J. – Butterworth-Heinemann, 2015. – 1054 p.
 11. Microstructural characterization of graphite spheroids in ductile iron / Theuwissen K. etc. // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2012. – Т. 65. – №. 6. – P. 627–631.
 12. Gerghu R. A Possible Mechanism for the Formation of Exploded Graphite in Nodular Cast Irons / Gerghu R., Eberg L. M., Lacaze J. // Materials Science Forum. – 2014. – Т. 790. – P. 435–440.
 13. Соценко О. В. Особенности агрегативного механизма формирования структуры шаровидного и вермикулярного графита в модифицированных чугуна / О. В. Соценко // Металл и литье Украины. – 2012. – № 12 (235). – С. 3–10.
 14. Макаренко К. В. Фрактальный анализ структурообразования чугунов [Текст] + [Электронный ресурс]: монография / К. В. Макаренко. – Брянск : БГТУ, 2013. – 92 с.

Одержано 05.11.2015

Иванов В.Г. Голтвяница В.С. Морфология графита в заэвтектических синтетических чугунах

Представлены данные об образовании шаровидного графита в заэвтектических синтетических чугунах, выплавленных на шихтовых материалах повышенной чистоты. Установлено, что включения графита в заэвтектическом синтетическом высокопрочном чугуне растут по дендритному механизму при высокой скорости кристаллизации. Морфологические показатели (фрактальная размерность, аспект, округлость) графитовых включений, образовавшихся в синтетическом высокопрочном чугуне, имеют более высокие значения вследствие более развитой поверхности и высокой скорости кристаллизации.

Ключевые слова: синтетический чугун, шаровидный графит, морфология, фрактальная размерность, дендрит.

Ivanov V., Goltvyanytsya V. Graphite morphology in hypereutectic synthetic cast iron

The formation data of spherical graphite in hypereutectic synthetic cast irons, which were melted using high purity charge materials, were shown. The graphite inclusions in hypereutectic synthetic high-strength cast iron growth at high crystallization speed by dendritic mechanism were confirmed. Morphological parameters (fractal dimension, aspect, roundness) of graphite inclusions which were formed in synthetic high-strength cast iron have higher values due to developed surface and dendritic solidification mechanism.

Key words: synthetic cast iron, spheroidal graphite, morphology, fractal dimension, dendrite.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСЛОВИЙ ФРЕЗЕРОВАНИЯ СФЕРИЧЕСКИМИ И ТОРОИДАЛЬНЫМИ ФРЕЗАМИ

Получены теоретические формулы для расчета времени резания одним зубом – $t_{рез}$ при фрезеровании сферическими и тороидальными фрезами. По соотношению величины этого времени с периодом свободных колебаний тонкостенного элемента (ТЭ) детали можно определить динамические условия процесса фрезерования на этапе проектирования технологического процесса. Сравнение экспериментальных и расчетных значений показало, что погрешность не превышает 14 %.

Ключевые слова: тонкостенная деталь, сферическая фреза, тороидальная фреза, время резания одним зубом, время холостого хода.

Введение

Детали, имеющие ТЭ (лопатки моноколеса компрессора газотурбинного двигателя), широко применяются в авиакосмической и других отраслях промышленности. Большинство таких деталей получают путем фрезерной обработки на современных пяти координатных обрабатывающих центрах, используя, как правило, сферические и тороидальные фрезы. Эффективность обработки такими фрезами обеспечивается наклоном оси инструмента относительно обрабатываемой поверхности детали. Основной проблемой при фрезеровании ТЭ деталей является появление вибраций на финишных операциях, которые значительно ухудшают качество обработанной поверхности.

Экспериментальные исследования вибраций, возникающих при конечном финишном фрезеровании ТЭ детали, показали, что на осциллограмме его отклонения от положения равновесия между двумя последовательными врезаниями соседних зубьев инструмента можно выделить все виды возникающих колебаний:

вынужденные, автоколебания и свободные затухающие. Эта часть осциллограммы (рис. 1) названа базовым фрагментом осциллограммы (БФО) [1].

На БФО можно точно определить временные характеристики этих видов колебаний.

а) T_z – период зубцовой частоты возбуждения колебаний, который состоит из $t_{рез}$ – времени резания одним зубом фрезы и t_{xx} – времени холостого хода между резанием двух соседних зубьев.

б) $T_{ЧСКЭ}$ – период собственных частот колебаний элемента, с.

в) $T_{ак}$ – период автоколебаний, с.

Экспериментально установлено, что наибольшая интенсивность автоколебаний проявляется, если соотношение времени резания $t_{рез}$ с периодом собственных колебаний тонкостенного элемента $T_{ЧСКЭ}$, названное определяющим соотношением (ОС), находится в пределах от 7 до 1:

$$7 > ОС = \frac{t_{рез}}{T_{ЧСКЭ}} \geq 1. \quad (1)$$

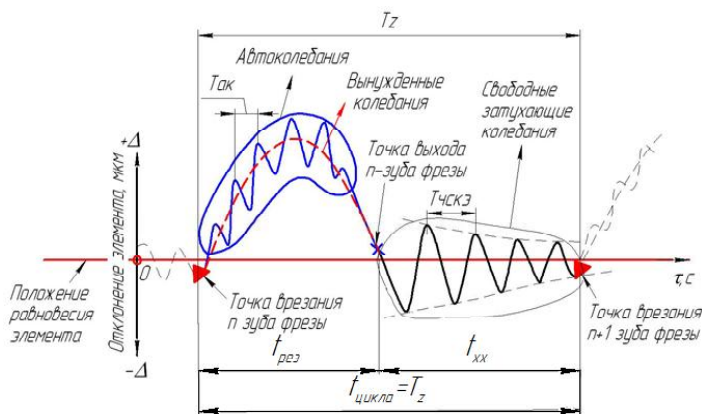


Рис. 1. Базовый фрагмент осциллограммы отклонения тонкостенного элемента при фрезеровании

Таким образом, зная значение $t_{рез}$ и $T_{ЧСКЭ}$ на этапе проектирования технологического процесса, можно определить, какие виды колебаний будут возбуждаться при фрезеровании. Значение $T_{ЧСКЭ}$, являющееся для данного ТЭ детали величиной постоянной, определяют экспериментально, а формулы для расчета времени резания необходимо вывести.

Ранее были получены формулы для определения времени резания одним зубом $t_{рез}$ при концевом цилиндрическом фрезеровании в зависимости от размеров и геометрии инструмента (D – диаметр фрезы, ω – угол наклона режущей кромки, z – число зубьев), режимов фрезерования (a_e – радиальная глубина, a_p – осевая глубина, S_z – подача на зуб и n – частота вращения фрезы), [2].

Определение времени резания для сферических и тороидальных концевых фрез отличается от цилиндрических в связи с другой геометрией и размерами инструментов, а также наличием угла наклона их оси к обрабатываемой поверхности детали.

Целью данной статьи является определение условий контактирования зубьев концевой сферической и тороидальной фрез со срезаемым слоем, определение времени резания одним зубом в зависимости от: диаметра фрезы D (мм); диаметра вершинки зуба D_e (для тороидальной фрезы); количества зубьев z ; припуска a (мм); угла наклона оси инструмента α (°); подачи на зуб S_z (мм/зуб); подачи на строчку $S_{стр}$ (мм) и частоты вращения шпинделя n (об/мин).

Определение времени резания для сферической концевой фрезы

Из схемы финишного фрезерования тонкостенного элемента сферической концевой фрезой (рис. 2) видно, что максимальная длина контакта зуба фрезы и величина срезаемого припуска лежат в плоскости γ , перпендикулярной оси вращения инструмента, проходящей через точки $H - H'$. Поэтому расчет времени резания при данной схеме фрезерования сферической концевой фрезой проводили для соответствующего опорного диаметра $D_{он}$ и радиальной глубины резания, лежащих в плоскости γ .

Время резания одним зубом определяется по формуле:

$$t_{рез} = \frac{l_{рез} \cdot 60}{\pi \cdot D_{он} \cdot n}, \text{ с}, \quad (2)$$

где $l_{рез}$ – длина дуги по окружности фрезы, на которой режущая кромка одного зуба контактирует с поверхностью резания, мм.

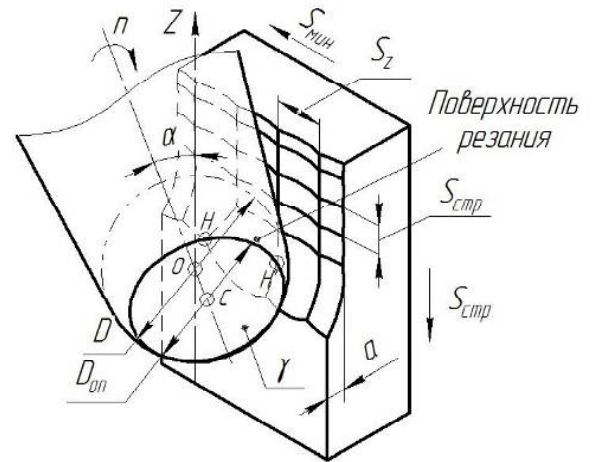


Рис. 2. Схема финишного фрезерования ТЭ детали сферической концевой фрезой:

D – диаметр фрезы; $D_{он}$ – опорный диаметр; α – угол наклона оси фрезы; a – припуск; S_z – подача на зуб; $S_{мин}$ – минутная подача, $S_{стр}$ – подача на строчку

Длину дуги по окружности фрезы, на которой режущая кромка одного зуба контактирует с поверхностью резания, определяют по формуле:

$$l_{рез} = K + a_p \cdot tg\omega + \frac{1}{2} S_z, \text{ мм}, \quad (3)$$

где a_p – осевая глубина резания, ω – угол наклона винтовой режущей кромки.

Дуга K (рис. 3), находящаяся на опорном диаметре фрезы, рассчитывается по формуле:

$$K = \frac{D_{он}}{2} \cdot \arccos \left(1 - \frac{2 \cdot a_e}{D_{он}} \right), \quad (4)$$

где a_e – радиальная глубина резания.

Таким образом, длина дуги по окружности фрезы, лежащая в плоскости γ , на которой режущая кромка одного зуба контактирует с поверхностью резания, рассчитывается по формуле:

$$l_{рез} = \frac{D_{он}}{2} \cdot \arccos \left(1 - \frac{2 \cdot a_e}{D_{он}} \right) + a_p \cdot tg\omega + \frac{1}{2} S_z, \text{ мм}. \quad (5)$$

Подставим это уравнение в формулу (2) и получим:

$$t_{рез} = \frac{60}{\pi \cdot D_{он} \cdot n} \cdot \left[\frac{D_{он}}{2} \cdot \arccos \left(1 - \frac{2 \cdot a_e}{D_{он}} \right) + a_p \cdot tg\omega + \frac{1}{2} S_z \right], \text{ с}. \quad (6)$$

Опорный диаметр определяем из рис. 4.

$$D_{он} = 2 \cdot CB. \quad (7)$$

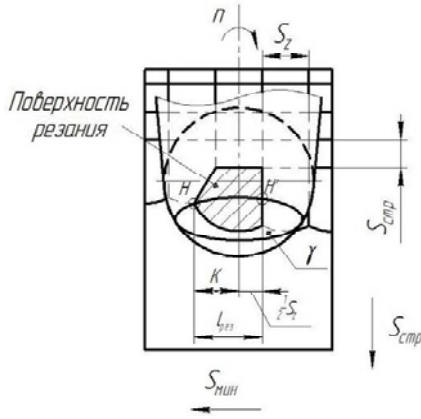


Рис. 3. Схема для определения длины дуги по окружности фрезы, на которой режущая кромка одного зуба контактирует с поверхностью резания

Из прямоугольного треугольника OCB определяем величину CB :

$$CB^2 = OB^2 - OC^2,$$

$$CB = \sqrt{OB^2 - OC^2} = \sqrt{\left(\frac{1}{2}D\right)^2 - OC^2},$$

$$OC = OA \cdot \cos \alpha = (OE + EA) \cdot \cos \alpha.$$

Из рис. 4 видно, что $OE = ON - S_{сmp}$. Для определения величины ON напишем уравнения окружности с центром в точке $O(0;0)$:

$$x^2 + z^2 = \left(\frac{1}{2}D\right)^2. \quad (8)$$

Отрезок ON равен координате $z_{N'}$ при $x = x_{N'}$. Координата точки N' по оси X равна $x_{N'} = \frac{1}{2}D - a$. Из уравнения (8) найдем $z_{N'}$:

$$ON = z_{N'} = \sqrt{\left(\frac{1}{2}D\right)^2 - x_{N'}^2} = \sqrt{\left(\frac{1}{2}D\right)^2 - \left(\frac{1}{2}D - a\right)^2} = \sqrt{D \cdot a - a^2},$$

$$OE = ON - S_{сmp} = \sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp}. \quad (9)$$

Из треугольника AEF находим AE :

$$AE = EF \cdot \operatorname{tg} \alpha = \left(\frac{1}{2}D - a\right) \cdot \operatorname{tg} \alpha,$$

$$\begin{aligned} OC &= (OE + EA) \cdot \cos \alpha = \\ &= \left(\sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp} + \left(\frac{1}{2}D - a\right) \cdot \operatorname{tg} \alpha\right) \cdot \cos \alpha = \\ &= \left(\sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp}\right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2}D - a\right) \cdot \sin \alpha, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} CB &= \sqrt{OB^2 - OC^2} = \\ &= \sqrt{\left(\frac{1}{2}D\right)^2 - \left[\left(\sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp}\right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2}D - a\right) \cdot \sin \alpha\right]^2}. \end{aligned}$$

Подставив полученное уравнение в формулу (7), определяют опорный диаметр:

$$D_{on} = 2 \cdot \sqrt{\frac{1}{4}D^2 - \left[\left(\sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp}\right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2}D - a\right) \cdot \sin \alpha\right]^2}. \quad (10)$$

Как определяли радиальную глубину резания, можно видеть из рис. 5:

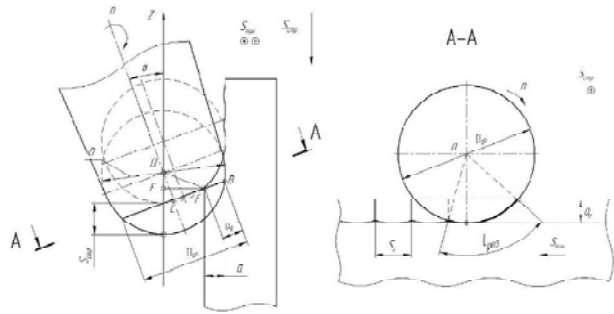


Рис. 5. Схема для определения радиальной глубины резания

$$a_e = \frac{1}{2}D_{on} - CF,$$

$$CF = \sqrt{OF^2 - OC^2},$$

$$\begin{aligned} OF &= \sqrt{OE^2 + EF^2} = \sqrt{\left(\sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp}\right)^2 + \left(\frac{1}{2}D - a\right)^2} = \\ &= \sqrt{\left(\frac{1}{2}D - S_{сmp}\right)^2 + S_{сmp}\left(D - 2\sqrt{D \cdot a - a^2}\right)}. \end{aligned} \quad (11)$$

$$\begin{aligned} a_e &= \frac{1}{2}D_{on} - \\ &= \sqrt{\left(\frac{1}{2}D - S_{сmp}\right)^2 + S_{сmp}\left(D - 2\sqrt{D \cdot a - a^2}\right)} - \\ &= \sqrt{\left[\left(\sqrt{D \cdot a - a^2} - S_{сmp}\right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2}D - a\right) \cdot \sin \alpha\right]^2}. \end{aligned} \quad (12)$$

Если угол наклона зуба ω на сферической поверхности фрезы не равен нулю, появляется необходимость в определении осевой глубины резания a_p .

По рис. 6 находим осевую глубину резания:

$$a_p = MN = MO + ON, \quad (13)$$

где $MO = \frac{1}{2}S_{сmp}$.

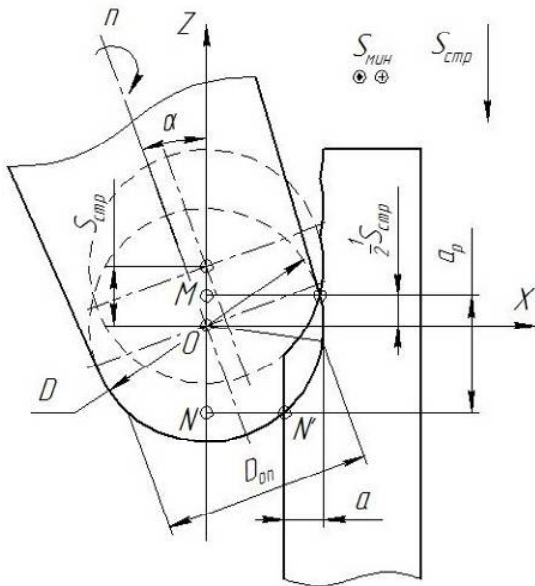


Рис. 6. Схема для определения осевой глубины резания

Подставив уравнение (9) в (13), получим:

$$a_p = \frac{1}{2} S_{cpr} + \sqrt{D \cdot a - a^2}. \quad (14)$$

Для определения времени резания одним зубом подставляем полученные в формулах (10), (12) и (14) значения D_{on} , a_e и a_p в формулу (6).

Определение времени резания для тороидальной концевой фрезы

На рис. 7 представлена схема финишного фрезерования ТЭ детали тороидальной концевой фрезой. Для данной схемы обработки длина дуги по окружности фрезы, на которой режущая кромка одного зуба контактирует с поверхностью резания (рис. 8) и время резания одним зубом определяются так же, как и для сферической концевой фрезы, по формулам (5) и (6) соответственно.

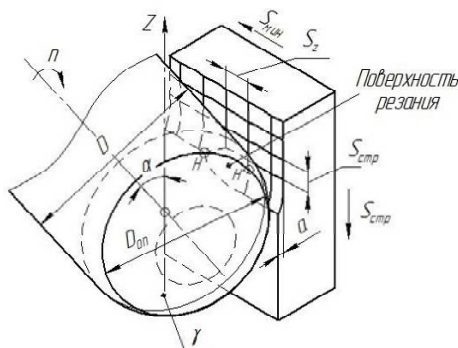


Рис. 7. Схема финишного фрезерования ТЭ детали тороидальной концевой фрезой:
 D – диаметр фрезы; D_{on} – опорный диаметр; α – угол наклона оси фрезы; a – припуск; S_{cpr} – подача на строчку; S_z – подача на зуб; $S_{мин}$ – минутная подача

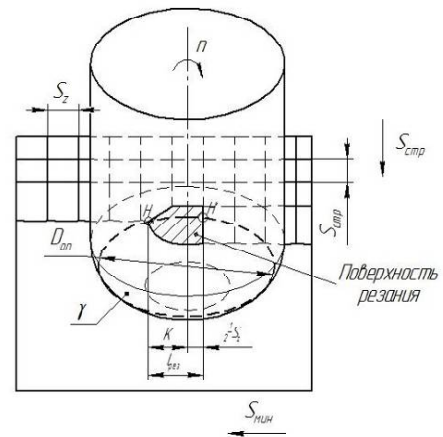


Рис. 8. Схема для определения длины дуги по окружности фрезы, на которой режущая кромка одного зуба контактирует с поверхностью резания

Опорный диаметр определяем из рис. 9:

$$D_{on} = D - D_e + 2 \cdot CB, \quad (15)$$

где D_e – диаметр вершинки зуба фрезы, мм.

CB определяется аналогично сферической фрезе:

$$CB = \sqrt{\frac{1}{4} D_e^2 - \left[\left(\sqrt{D_e \cdot a - a^2} - S_{cpr} \right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2} D_e - a \right) \cdot \sin \alpha \right]^2},$$

$$D_{on} = D - D_e + 2 \cdot \sqrt{\frac{1}{4} D_e^2 - \left[\left(\sqrt{D_e \cdot a - a^2} - S_{cpr} \right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2} D_e - a \right) \cdot \sin \alpha \right]^2}. \quad (16)$$

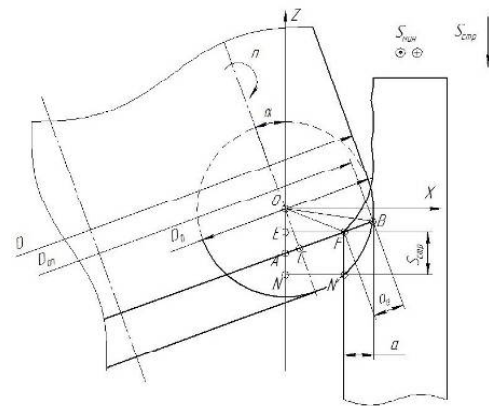


Рис. 9. Схема для определения опорного диаметра тороидальной фрезы

Радиальная глубина резания определяется по формуле:

$$a_e = CB - CF,$$

$$CF = \sqrt{\left(\frac{1}{2} D_e - S_{cpr} \right)^2 + S_{cpr} \left(D_e - 2 \sqrt{D_e \cdot a - a^2} \right) - \left[\left(\sqrt{D_e \cdot a - a^2} - S_{cpr} \right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2} D_e - a \right) \cdot \sin \alpha \right]^2}. \quad (17)$$

$$a_e = \sqrt{\frac{1}{4}D_6^2 - \left[\left(\sqrt{D_6 \cdot a - a^2} - S_{cmp} \right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2}D_6 - a \right) \cdot \sin \alpha \right]^2} - \sqrt{\left(\frac{1}{2}D_6 - S_{cmp} \right)^2 + S_{cmp} \left(D_6 - 2\sqrt{D_6 \cdot a - a^2} \right) - \left[\left(\sqrt{D_6 \cdot a - a^2} - S_{cmp} \right) \cos \alpha + \left(\frac{1}{2}D_6 - a \right) \cdot \sin \alpha \right]^2} \quad (18)$$

Осевая глубина резания учитывается только в том случае, когда угол наклона зуба на радиусной части тороидальной фрезы отличен от нуля. В иных случаях осевая глубина не влияет на величину времени резания одним зубом

$$a_p = \frac{1}{2}S_{cmp} + \sqrt{D_6 \cdot a - a^2} \quad (19)$$

Для определения времени резания одним зубом, подставляем полученные в формулах (16), (18) и (19) значения D_{on} , a_e и a_p в формулу (6).

Сравнение расчетных данных с экспериментальными при определении времени резания $t_{рез}$

Исследования проводили на экспериментальном стенде [3] при следующих условиях:

а) оборудование – универсально фрезерный станок модели FWD-32j;

б) инструмент – концевая сферическая фреза $\varnothing 12$ мм из твердого сплава ВК8, $z = 4$, $\omega = 40^\circ$;

в) образец из Ст 3КП ГОСТ 380-2005 с размерами (длина \times ширина \times высота) $50 \times 20 \times 3$ мм;

г) упругая пластина из Стали 65Г (HRC 60), размерами (длина \times ширина \times высота) $60 \times 6 \times 80$ мм с периодом свободных колебаний $T_{ЧСКЭ} = 0,0023$ с;

д) режимы фрезерования:

- частота вращения шпинделя $n = 355, 560, 900, 1800$ об/мин;

- подача стола $S_{мин} = 71, 112, 180, 355$ мм/мин;

- подача на зуб $S_z = 0,05$ мм/зуб;

- припуск $a = 0,5$ мм;

- подача на строчку $S_{cmp} = 0,5; 1$ мм;

- угол наклона оси фрезы $\alpha = 10^\circ$;

- направление подачи – встречное.

Результаты экспериментов, представленные на рис. 10–13, показывают, что время резания $t_{рез}$ в условиях колебательного процесса ТЭ детали при фрезеровании не является величиной постоянной. Среднее значение этого времени и расчетное приведено в таблице 1.

Знание времени резания необходимо для расчета OC (формула (1)). В таблице 2 приведены значения этого показателя, определенные по экспериментально измеренному и по расчетному времени.

OC , полученные по экспериментальным и расчетным данным, находятся в одном диапазоне, характеризующем виды колебаний при фрезеровании. Так, на рис. 14, a приведен фрагмент осциллограммы, показывающий, что при условиях фрезерования, отмеченных

на рис. 10, действуют вынужденные колебания при резании и свободные затухающие колебания после окончания резания. Эти виды колебаний будут при условии, когда $OC \geq 7$ (в нашем примере $OC_{эксп} = 7,4$ и $OC_{расч} = 8,3$).

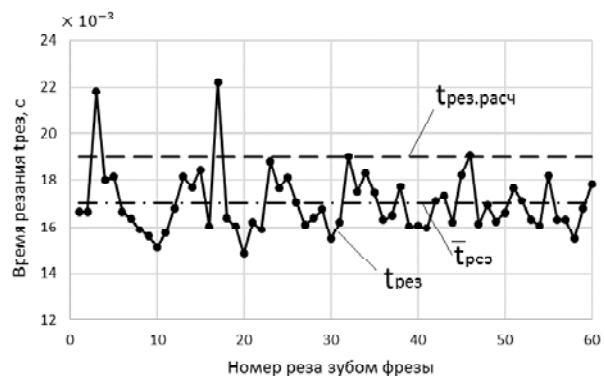


Рис. 10. Время резания одним зубом фрезы, полученное экспериментальным и расчетным путем, при $\alpha = 10^\circ$; $a = 0,5$ мм; $S_{cmp} = 0,5$ мм; $n = 355$ об/мин; $S_{мин} = 71$ мм/мин; ($S_z = 0,05$ мм/зуб)

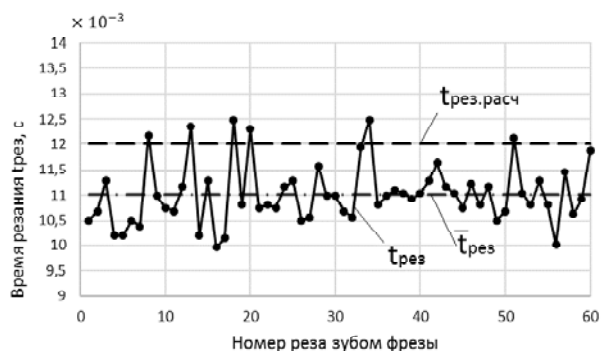


Рис. 11. Время резания одним зубом фрезы, полученное экспериментальным и расчетным путем, при $\alpha = 10^\circ$; $a = 0,5$ мм; $S_{cmp} = 0,5$ мм; $n = 560$ об/мин; $S_{мин} = 112$ мм/мин; ($S_z = 0,05$ мм/зуб)

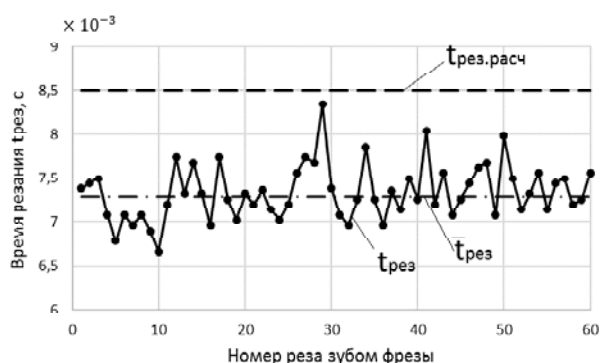


Рис. 12. Время резания одним зубом фрезы, полученное экспериментальным и расчетным путем, при $\alpha = 10^\circ$; $a = 0,5$ мм; $S_{cmp} = 1$ мм; $n = 900$ об/мин; $S_{мин} = 180$ мм/мин; ($S_z = 0,05$ мм/зуб)

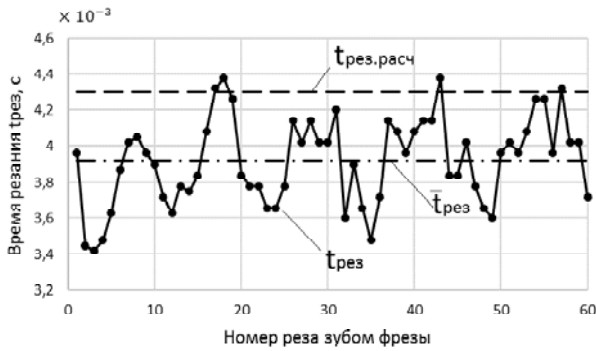


Рис. 13. Время резания одним зубом фрезы, полученное экспериментальным и расчетным путем, при $\alpha = 10^\circ$; $a = 0,5$ мм; $S_{стр} = 1$ мм; $n = 1\ 800$ об/мин; $S_{мин} = 355$ мм/мин; ($S_z = 0,05$ мм/зуб)

Таблица 1 – Время резания $t_{рез}$, полученное при экспериментах и расчетом

Номер рисунка	Время резания, с		Погрешность, %
	эксперимент. среднее, $\bar{t}_{рез}$	расчетное, $t_{рез,расч.}$	
10	0,017	0,019	11
11	0,011	0,012	8
12	0,0073	0,0085	14
13	0,00395	0,0043	8

Таблица 2 – Определяющее соотношение

Номер рисунка	Определяющее соотношение	
	$OC_{эксп}$	$OC_{расч}$
10	7,4	8,3
11	4,7	5,2
12	3,2	3,7
13	1,7	1,9

На рис. 14, б-г показаны фрагменты осциллограмм, соответствующие условиям фрезерования, отмеченных на рис. 11-13, когда действуют вынужденные колебания, автоколебания и свободные затухающие колебания. Эти виды колебаний будут, когда выполняется условие $7 > OC \geq 1$ (в нашем примере все расчетные данные от 5,2 до 1,9 находятся в отмеченном диапазоне). Полученные результаты показывают, что, несмотря на погрешности расчетов (до 14 %), формулы, выведенные для определения времени резания, можно использовать в расчетах определяющего соотношения и определении видов колебаний при фрезеровании сферическими и тороидальными фрезами.

Выводы

Получены теоретические формулы для расчета времени резания одним зубом – $t_{рез}$ при фрезеровании сферическими и тороидальными концевыми фрезами в зависимости от геометрии и размеров инструмента (диаметра фрезы D ; диаметра вершинки зуба D_g (для

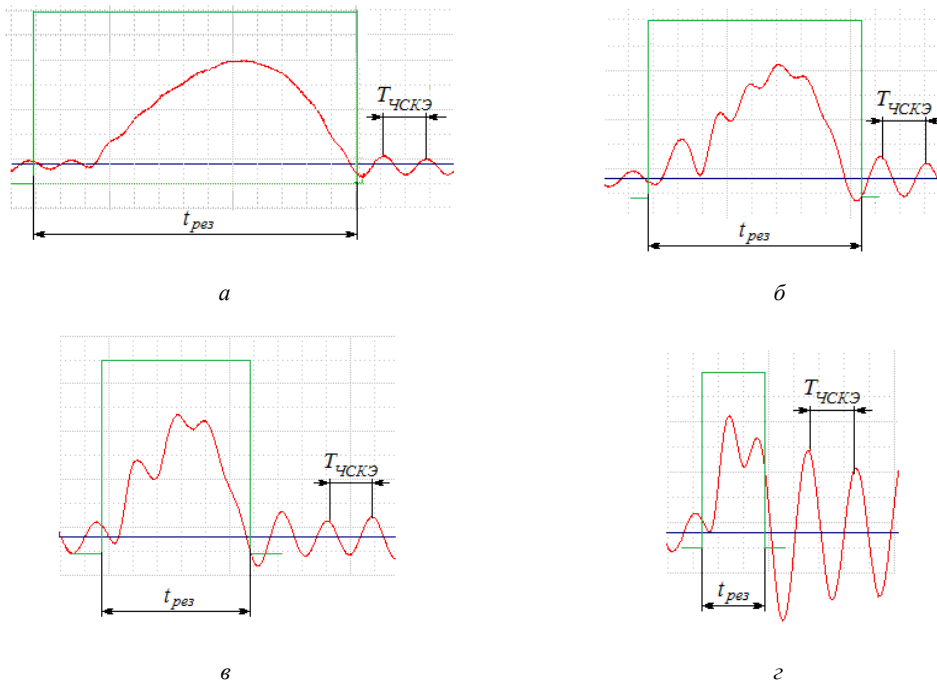


Рис. 14. Фрагменты осциллограмм колебательного движения ТЭ детали:

а – $OC = 8,3$; б – $OC = 5,2$; в – $OC = 3,7$; г – $OC = 1,9$

тороидальной фрезы); количества зубьев z и режимов резания (осевой a_p и радиальной a_e глубины фрезерования; угла наклона оси инструмента α ; подачи на зуб S_z ; подачи на строчку $S_{стр}$ и частоты вращения шпинделя n). Знание этого времени и периода собственных колебаний ТЭ детали позволяет рассчитать ОС и определить динамические условия процесса фрезерования на этапе проектирования технологического процесса.

Список литературы

1. Внуков Ю. Н. Разработка методики оценки уровня автоколебаний тонкостенной детали при ее концевом фрезеровании / [Внуков Ю. Н., Гермашев А. И., Дядя С. И. и др.] //

Сучасні технології в машинобудуванні : зб. наук. праць. – Вип. 10 / редкол. : В. О. Федорович (голова) [та ін.]. – Харків : НТУ «ХПІ», 2015. – 343 с. – Укр., рос., англ. мовами. – С. 36–14.

2. Анализ условий контактирования зубьев концевой цилиндрической фрезы с деталью / [Внуков Ю. Н., Дядя С. И., Козлова Е. Б., Черновол Н. Н.] // Журнал инженерных наук : науч. журн. – Том 1, № 4. – Суми : СумДУ, 2015.
3. Внуков Ю. Н. Стенд для изучения механических колебаний при фрезеровании маложестких деталей при концевом фрезеровании / Ю. Н. Внуков, В. А. Логоминов, П. А. Каморкин // Резание и инструмент в технологических системах : Межд. научн. техн. сб. – Харьков : НТУ «ХПИ», 2011. – Вып. 80. – С. 32–37.

Одержано 07.12.2015

Внуков Ю.М., Дядя С.І., Кришталь В.О., Черновол Н.М. Визначення умов фрезерування сферичними та тороїдальними фрезами

Отримані теоретичні формули для розрахунку часу різання одним зубом – $t_{рез}$ при фрезеруванні сферичними та тороїдальними фрезами. За допомогою співвідношення цього часу до періоду власних коливань тонкостінного елемента деталі можливо визначити динамічні умови процесу фрезерування на етапі проектування технологічного процесу. Порівняння експериментальних та розрахункових значень показало, що похибка не перевищує 14 %.

Ключові слова: тонкостінна деталь, сферична фреза, тороїдальна фреза, час різання одним зубом, час неробочого ходу.

Vnukov Yu., Djadja S., Krishtal V., Chernovol N. Determination of milling conditions for ball nose and bull nose end mills

The theoretical formulas for determination of cutting time per one tooth – $t_{рез}$ during the ball nose and bull nose end milling were received. By the ratio of this time and natural vibration period of detail's thin-wall element, the dynamic conditions of milling process can be pre-determined at the stage of designing the technological process. The comparison of experimental and theoretical values shows that measurement error doesn't exceed 14 %.

Key words: thin-wall component, ball nose mill, bull nose mill, cutting time per one tooth, time of idling.

УДК 533.924; 621.793.7

Е. А. Зеленина

Запорозький національний технічний університет, г. Запорозьке

УСЛОВИЯ СМАЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОКСИДОВ ЧАСТИЦАМИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

Показано, что при нанесении плазменных покрытий значительное влияние на механизм сцепления частиц покрытия с поверхностью подложки оказывает присутствие оксидного слоя на обрабатываемой поверхности. Рассмотрена возможность сцепления частиц покрытия со слоем поверхностных оксидов при обеспечении смачивания за счет контактного нагрева слоя поверхностных оксидов до температуры плавления. Определены условия смачиваемого контакта при нестационарном теплообмене в зависимости от теплофизических свойств контактной пары, температур частиц покрытия и подложки. Выполнена оценка времени смачивания в зависимости от толщины оксидного слоя.

Ключевые слова: прочность сцепления, когезионная прочность, смачивание, химическое взаимодействие, нестационарный теплообмен.

Введение

Плазменные покрытия, обладающие высокими износостойкими и защитными свойствами широко применяются в машиностроении. Существенным недостатком этих покрытий является низкий уровень прочности сцепления и когезионной прочности, которые составляют только 10–15 % от прочности компактного материала [1, 2]. Прочность сцепления зависит от параметров в зоне контакта и состояния поверхности подложки. Значительным фактором влияния на прочность сцепления является присутствие оксидов на поверхности подложки. При этом не исследованным остается вопрос о механизме сцепления частицы с поверхностью изделия при наличии на ней поверхностных оксидов.

Металлографическое исследование микрошлифов показывает наличие темного оксидного слоя вокруг каждой частицы покрытия. Наибольшая толщина оксидного слоя наблюдается в контакте между покрытием и подложкой [1]. Отсюда следует, что когезионная прочность и прочность сцепления зависит от прочности промежуточного слоя оксидов в зонах контакта. При исследовании этой проблемы следует учитывать условия смачивания поверхности при наличии на ней оксидного слоя. Существует модель прочности сцепления плазменных покрытий, основанная на протекании процесса химического взаимодействия между поверхностями в зоне физического контакта [1, 2]. Эта модель предполагает наличие физического контакта покрытия и подложки. Однако при наличии твердых поверхностных оксидов пленка оксидов не смачивается жидким металлом ввиду отличия строений и параметров их кристаллических решеток [3] и, поэтому, физический контакт покрытия и подложки отсутствует. При отсутствии смачивания поверхностных оксидов металлом покры-

тия частицы будут отскакивать от подложки при формировании покрытия. Существующая прочность сцепления плазменных покрытий на стали составляет 30–40 МПа и близка по величине к прочности поверхностных оксидов 45–50 МПа, которые используются для защиты металла от коррозии. Поэтому в качестве рабочей гипотезы используется предположение о наличии смачивания расплавленных поверхностных оксидов жидким металлом, а задача работы заключается в определении условий смачивания.

Одним из условий смачивания является плавление поверхностных оксидов в зоне контакта с частицей покрытия [3]. Прочность сцепления в зоне оплавленного контакта обусловлена прочностью оксидной пленки. Значения температуры плавления оксидов железа приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Значения температур плавления оксидов железа

Оксиды железа	Формула	$T_{пл}, K [5]$	$t_{пл}, ^\circ C$
Вюстит	FeO	1647	1374
Магнетит	Fe ₃ O ₄	1867	1594
Гематит	Fe ₂ O ₃	1838	1565

В составе поверхностного оксидного слоя преобладает магнетит. Однако температура его плавления достаточно высока и превосходит температуру плавления стали. При нанесении стальных покрытий на стальную подложку контактная температура, по оценкам [1], составляет 850–900 °С, что почти вдвое ниже температуры смачивания оксидов. Таким образом, актуальная проблема исследования механизма сцепления плазменных покрытий связана с уточнением уровня контактной температуры, необходимой для смачивания подложки. Поэтому целью настоящей работы является определение возможности и условий достижения

температуры смачивания поверхностных оксидов при нанесении плазменных покрытий.

Физическая модель нестационарного теплового контакта

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 возможность перегрева напыляемых частиц значительно выше температуры плавления, как показано в дальнейших исследованиях. Например, в [4] показано, что при распылении проволоки – анода в плазмотроне температура частиц покрытия достигает температуры кипения, а не плавления металла, как предполагалось в [1].

Рассмотрим нагрев подложки под действием теплового потока поступающего при контакте с жидкой частицей. Для расчета температурного поля используется уравнение нестационарной теплопроводности [5]:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 t}{\partial x^2}, \quad (1)$$

где t – температура подложки, зависящая от времени нагрева τ и координаты x , направленной вглубь подложки; $a = \lambda / \rho c$ – коэффициент температуропроводности, определяемый величинами теплопроводности – λ , плотности – ρ и теплоемкости подложки – c .

Для решения уравнения (1) задаются начальное (2) и граничное (3) условия для частицы с начальной температурой t_1 и поверхности подложки с начальной температурой t_2 .

Зададим начальные и граничные условия для плоской полуограниченной поверхности подложки

$$\tau = 0 : t_2 = \text{const} \quad (2)$$

$$\tau \gg 0 : x = 0 : t = t_k; \quad x \rightarrow \infty : \frac{\partial t}{\partial x} = 0; \quad t = t_2, \quad (3)$$

где t_k – температура в контакте микровыступа и частицы покрытия.

Решение уравнения (1) можно представить в виде [4]:

$$t - t_2 = \theta(t_k - t_2), \quad (4)$$

где θ – параметр температуры, который выражается через интеграл ошибок

$$\theta = 1 - \text{erfc} \frac{1}{2\sqrt{F_0}}, \quad (5)$$

где величина

$$F_0 = a\tau / x^2, \quad (6)$$

представляет критерий Фурье, который равен квадрату отношения глубины распространения тепловой волны к координате, отсчитываемой от поверхности подложки. Плотность теплового потока на поверхности в зоне контакта согласно [5]:

$$q_2 = -\lambda_2 \frac{\partial t}{\partial x} = -\frac{\lambda_2(t_k - t_2)}{\sqrt{\pi a_2 \tau}}. \quad (7)$$

Аналогично с формулой (7) определится плотность теплового потока в частице покрытия

$$q_1 = -\lambda_1 \frac{\partial t}{\partial x} = -\frac{\lambda_1(t_1 - t_k)}{\sqrt{\pi a_1 \tau}}. \quad (8)$$

Здесь и ниже теплофизические коэффициенты подложки обозначаются индексом – «2», а коэффициенты частицы покрытия – индексом «1».

Глубина распространения температурного поля в подложке определяется формулой

$$\delta_2 = \sqrt{\pi a_2 \tau} \quad (9)$$

и представляет собой длину тепловой волны в подложке.

На поверхности подложки, при $x = 0$, температура нагрева под действием теплового потока q_2 будет равна контактной температуре, величина которой определится при равенстве формул (7) и (8), поскольку плотность теплового потока в зоне контакта полуограниченных тел не изменяется [5]:

$$t_k = \frac{t_1 + t_2 \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2 / \rho_1 c_1 \lambda_1}}{1 + \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2 / \rho_1 c_1 \lambda_1}}. \quad (10)$$

Как видно из формулы (10), контактная температура будет возрастать при относительном уменьшении плотности теплоемкости и теплопроводности подложки.

Результаты и их обсуждение

При расчетах контактной температуры принималось, что температура нагрева частиц покрытия достигает температуры кипения [4]. Выполнены оценки контактной температуры при нанесении на стальную подложку покрытия из стали. Значения теплофизических коэффициентов в твердом и жидком состояниях вблизи точки плавления [6] приведены в табл. 2. Согласно данным табл. 2, плотность металла при плавлении снижается примерно на 10 %, теплопроводность уменьшается примерно в 2 раза, а теплоемкость возрастает на 10–20 %. Приведенные в литературе данные в разных источниках отличаются друг от друга на 15–20 %. Поэтому общая погрешность расчетов также близка к 20 %. В табл. 2 приведены и теплофизические коэффициенты оксида железа в твердом состоянии [7].

Таблиця 2 – Теплофізические коэффициенты для жидких частиц стального покрытия а также для стальной подложки и оксидного слоя – в твердом состоянии вблизи точки плавления

	ρ_m кг/м ³	$\rho_ж$ кг/м ³	λ_t Вт/м К	$\lambda_ж$ Вт/м К	c_m Дж/кг К	$c_ж$ Дж/кг К	$t_n, ^\circ\text{C}$	$t_{кип}, ^\circ\text{C}$
Fe	7760	7000	29	17	662	710	1535	2735
Fe ₃ O ₄	5240		5		783		1594	

Существует время нагрева подложки, в течение которого контактная температура постоянна. Оно определится из уравнения (9) при задании толщины слоя с однородными теплофизическими свойствами

$$\tau = \delta_2^2 / \pi a_2 \quad (11)$$

При расчете контактной температуры учитывалось, что в начальный момент контакта частицы с подложкой существует небольшой интервал времени, когда тепловая волна распространяется внутри оксидного слоя. При этом контактная температура, определяемая формулой (10), будет значительно выше, чем при отсутствии оксидного слоя, поскольку теплопроводность оксида в несколько раз меньше, чем у жидкой стали.

Расчетная оценка контактной температуры при нанесении покрытия из проволоки Нп65Г на подложку из стали Ст45 и на подложку со слоем оксида в зависимости от начальной температуры подложки приведены в табл. 3. Представляет интерес величина контактной температуры на слое поверхностного оксида, которая значительно превышает температуру его плавления. Полученный результат объясняет появление смачиваемости поверхностных оксидов в момент сцепления с частицей покрытия.

Таблиця 3 – Значения контактной температуры для частиц покрытия, нагретых до температуры кипения

	Покрытие	Подложка	$t_2, ^\circ\text{C}$			
			0	50	100	150
$t_k, ^\circ\text{C}$	Fe	Fe	1230	1257	1285	1312
	Fe	Fe ₃ O ₄	1840	1850	1870	1880

Важной является температура частиц покрытия, при которой возникает явление смачивания подложки. Согласно расчету по формуле (10), для смачивания подложки с начальной температурой 100 °С, при оплавлении оксидов, необходим уровень температуры частиц покрытия выше 2330 °С.

Для оценки времени существования пика контактной температуры использовалась формула (11). Определялась толщина слоя оксидов на подложке с использованием фото микрошлифа контакта, рис 1. Горизонтальная линия является слоем оксидов на поверхности подложки. При увеличении 300 и толщине изображенного оксидного слоя на фото – 2 мм, реальная толщина

оксидного слоя составит 7 мкм. При коэффициенте температуропроводности оксида $\alpha = \lambda / \rho c = 4,6 \pm 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$ время прохождения тепловой волны через ее толщину, согласно (11), составит $3,4 \pm 10^{-6} \text{ с}$. В указанном интервале времени температура слоя оксидов будет постоянна и соответствовать данным табл. 2. После этого интервала температурное поле распространится вглубь металла подложки, где теплопроводность выше. При этом контактная температура будет снижаться, асимптотически приближаясь к контактной температуры для ювенильной металлической подложки, которая, согласно табл. 2, примерно на шестьсот градусов ниже. Таким образом, наличие оксидной пленки на поверхности подложки приводит к существенному повышению контактной температуры, плавлению и смачиванию оксидов с частицами покрытия.

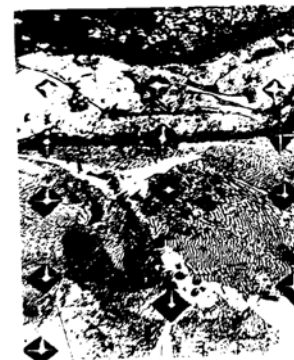


Рис. 1. Микрошлиф контакта покрытие-подложка (увеличение 300), полученного при дробеструйной активации подложки. Покрытие Нп- 65Г, подложка – сталь Ст-5, [8]

Выводы

1. Обнаружено, что при наличии оксидной пленки на поверхности подложки контактная температура достигает температуры плавления и смачивания поверхностных оксидов, поскольку теплопроводность оксидов значительно меньше теплопроводности подложки и частиц покрытия. Контактная температура оказывается на шестьсот градусов выше, чем при отсутствии оксидной пленки.

2. Уровень температуры частиц покрытия, необходимый для возникновения смачивания оксидного слоя подложки с начальной температурой 100 °С, составляет 2330 °С, что значительно ниже температуры частиц, образующихся при распылении проволоки – анода.

Список литературы

1. Кудинов В. В., Иванов В. М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий / Кудинов В. В., Иванов В. М. – М. : Машиностроение, 1981. – 192 с.
2. Нанесения покрытия / [В. М. Корж, В. Д. Кузнецов, Ю. С. Борисов, К. А. Ющенко]. – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
3. Лисовский А. Ф. Миграция расплавов металлов в спеченных композиционных телах / Лисовский А. Ф. – К. : Наукова думка. – 1984. – 238 с.
4. Ершов А. В. Влияние экзотермических процессов на термодинамические характеристики при плазменном распылении металлических токопроводящих проволок / А. В. Ершов, О. Г. Быковский, А. Н. Лаптева // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 1. – С. 21–24.
5. Пехович А. И. Расчеты теплового режима твердых тел / А. И. Пехович, В. М. Жидких. – Л. : Энергия, 1976. – 352 с.
6. Курдюмов А. В. Литейное производство цветных и редких металлов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин // М. : Metallurgia, 1982. – 352 с.
7. Зборщик А. М. Теоретические основы металлургического производства / А. М. Зборщик. – Донецк : ГБУЗ Дон НТУ. – 2008. – 189 с.
8. Ершов А. В. Влияние катодного распыления оксидов на адгезионную прочность плазменного покрытия / А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, О. Г. Быковский // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 28–30.

Одержано 05.12.2015

Зеленіна О.А. Умови змочування поверхневих оксидів частинками газотермічного покриття

Показано, що при нанесенні плазмових покриттів значний вплив на механізм зчеплення частинок покриття з поверхнею підкладки чинить наявність оксидного шару на оброблюваній поверхні. Розглянуто можливість зчеплення частинок покриття з шаром поверхневих оксидів при забезпеченні змочування за рахунок контактної нагріву шару поверхневих оксидів до температури плавлення. Визначено умови змочування контакту при нестационарному теплообміні залежно від теплофізичних властивостей контактної пари, температур частинок покриття і підкладки. Виконана оцінка часу змочування залежно від товщини оксидного шару.

Ключові слова: міцність зчеплення, когезійна міцність, змочування, хімічна взаємодія, нестационарний теплообмін.

Zelenina E. The mechanism of adhesion of particles of gas-thermal coating in the presence of surface oxides

It is shown that when applying plasma coatings a significant impact on the mechanism of adhesion of the coating particles with the substrate surface has an oxide layer on the treated surface. The possibility of adhesion of the coating particles with the layer of surface oxides while ensuring wetting through contact heating layer of surface oxides to the melting point is discussed. The conditions of the wet contact with non-stationary heat exchange, depending on the thermophysical properties of contact pairs, the temperature of the coating particles and the substrate. Time of wetting depending on the thickness of the oxide layer is estimated.

Key words: bond strength, cohesive strength, wetting, chemical interaction, non-stationary heat exchange.

УДК 621.785.53

Канд. техн. наук К. О. Костик

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ МІСЦЕВОГО ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ЗУБЧАТОГО ЦИЛІНДРИЧНОГО КОЛЕСА ВІДЦЕНТРОВАНОГО ЗМІШУВАЧА

Розроблено технологію місцевого поверхневого зміцнення зубчатого циліндричного колеса зі сталі 45Л, яка полягає в поєднанні високого відпуску з розробленою технологією низькотемпературної нітроцементації з обмазок. Виявлено, що при підвищенні температури низькотемпературної нітроцементації від 500 °С до 650 °С протягом 5 годин в обмазках з порошкової суміші збільшується глибина дифузійного шару від 0,07 до 0,21 мм відповідно, а поверхнева твердість зменшується від 7,6 до 5,4 ГПа. Встановлено раціональний режим зміцнення поверхневого шару при температурі 550–600 °С протягом 5 годин, після проведення якого поверхнева твердість становить 7,2–6,5 ГПа з загальною глибиною дифузійного шару ~ 0,15 мм. Розроблена технологія дозволяє проводити місцеве зміцнення ділянок деталі під час проведення високого відпуску, завдяки чому відбувається значна економія ресурсів та енергії України.

Ключові слова: *поверхнєве місцеве зміцнення, нітроцементація, обмазки, дифузійний шар.*

Вступ

Лиття є одним з найбільш поширених способів виробництва заготовок для деталей машин. Приблизно близько 70 % (за масою) заготовок отримують литтям, а в деяких галузях машинобудування, наприклад у верстатобудуванні, 90–95 %. Широке розповсюдження ливарного виробництва пояснюється великими його перевагами порівняно з іншими способами виробництва заготовок (кування, штампування). Литтям можна отримати заготовки практично будь-якої складності з мінімальними припусками на механічну обробку. Це дуже важлива перевага, оскільки скорочення витрат на обробку різанням знижує собівартість виробів і зменшує витрату металу. Крім того, виробництво литих заготовок значно дешевше, ніж, наприклад, виробництво поковок.

На сьогодні вилівки в нашій країні виготовляються на підприємствах майже всіх міністерств і відомств. Найбільша питома вага припадає на галузі машинобудування і металообробки, які є основними виробниками і споживачами литва. Характерною особливістю ливарного виробництва є неможливість створення міжопераційних доробків рідкого металу, формувальних сумішей, форм і стрижнів. Технологічні процеси в ливарному виробництві носять закритий характер, тобто протікають в умовах, що не дозволяють проводити візуальний контроль за їх ходом (плавлення металу, заливання його у форми, охолодження відливаних). Тому отримання якісних відливаних в основному визначається точністю дотримання технології відливання, якістю формувальної суміші, модельного оснащення, режимами охолодження і термічної обробки готових вилівок.

За останні роки освоєно багато прогресивних технологічних процесів, що підвищують якість, знижують

витрати на виготовлення відливаних, забезпечують захист навколишнього середовища. Освоєно серійне виробництво нового устаткування, зокрема автоматичних ліній виготовлення відливаних у разових формах, автоматичних і напівавтоматичних машин і ліній. Велика увага приділяється створенню теорії конструювання і розробці робочих процесів високопродуктивних і безшумних машин, комплексних автоматичних ліній і агрегатів безперервної дії з високим ступенем надійності.

Але використання сучасних засобів автоматизації потребує досконалого знання конструкції устаткування. Серед найпоширеніших типів змішувачів – змішувачі каткові з вертикальними катками та горизонтальними катками – відцентрові.

Надійність роботи машини та її довговічність в цілому залежить від якості окремих деталей. Зміна традиційних марок сталей деталей ливарного устаткування на леговані не є доцільною з економічної точки зору, тому місцеве зміцнення деталей простими технологіями є актуальним питанням сьогодення.

Аналітичний огляд джерел інформації

Однією з технологій поверхневого зміцнення є хіміко-термічна обробка, зокрема нітроцементація.

Низькотемпературній нітроцементації при (560–700) °С піддають сталі різноманітного призначення для підвищення їх поверхневої твердості, зносостійкості, межі витривалості і теплостійкості. Зазвичай ця обробка проводиться при температурі (560–580) °С, тому в процесі обробки при такій температурі на сталі утворюється азотований шар, а вуглець просякає на глибину лиш кілька мікрон, де може утворитися тонка карбонітридна зона [1].

Такій обробці піддають швидкорізальну сталь для підвищення стійкості різального інструменту. Процеси

проводять в активних газових, рідких та порошкових сумішах, які забезпечують насичення поверхневих шарів сталі азотом на глибину 0,01–0,025 мм. Нітроцементацию проводять в суміші, яка складається з 65–75 % газу, що містить вуглець і 25–35 % аміаку, тривалість процесу 1–2 години. На деяких підприємствах застосовують газове середовище, яке отримують пропускаючи аміак крізь деревне вугілля, яке нагрівають до температури (850–900) °C або 560 °C (у муфелі) [2].

Треба відмітити, що малоактивні гази, які не використовують для цементації або високотемпературної нітроцементації, цілком придатні для обробки швидкорізальної сталі, тому що основним елементом, який утворює дифузійний шар високої твердості, у цьому випадку, є азот.

Основна функція газу, що містить вуглець, – розвинути аміак, щоб запобігти перенасичення поверхневого шару азотом і появи крихкої нітридної скоринки [3].

Мікроструктура сталі, яку піддали низькотемпературній нітроцементації аналогічно мікроструктурі азотованого шару цієї сталі [4]. Тому далі розглядаємо механізм утворення нітроцементованого шару, як азотованого.

Механізм утворення дифузійного шару полягає у наступному. У стабільній системі Fe-N у рівновазі знаходяться α - та γ -тверді розчини азоту в залізі та газоподібний азот. Високоазотисті суміші (нітриди) дисоціюють з виділенням азоту. Утворюваний при цьому азот під високим тиском накопичується у дефектних ділянках решітки (дислокаціях, границях зерен тощо) спочатку в атомарному, а потім у молекулярному вигляді. Однак найбільше значення має метастабільна система Fe-N [5].

1) α -фаза – азотистий ферит з ОЦК-решіткою з періодами (залежно від вмісту азоту) 0,28664–0,28777 нм. Азот займає октаедричні пори у решітці α -Fe. Розчинність азоту в α -фазі при евтектоїдній температурі не перевищує 0,11 %. Знижуючись при кімнатній температурі до 0,04 %, азотистий ферит феромагнітний;

2) γ -фаза (азотистий аустеніт) має ГЦК-решітку з неупорядкованим розташуванням атомів азоту в октаедричних порах. Максимальна розчинність азоту в γ -фазі становить 2,8 %. При температурі 590 °C γ -фаза зазнає евтектоїдного розпаду $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$. За умов значних переохолоджень γ -фаза піддається мартенситному перетворенню зсуву. Азотистий мартенсит (α' -фаза) є пересиченим розчином азоту α -Fe і має тетрагональну об'ємноцентровану решітку;

3) γ' -фаза відповідає твердому розчину на базі нітриду Fe_4N . Зона гомогенності при 590 °C знаходиться у межах 5,30–5,75 % N. γ' -фаза кристалізується в ГЦК-решітці з атомів заліза з упорядкованим розташуванням атомів азоту в центрах елементарних кубів (1/2 1/2 1/2). Періоди решітки з боку заліза $a = 0,3791$ нм, а з боку азоту $a = 0,3801$ нм, γ' -фаза феромагнітна;

4) ε -фаза – твердий розчин на базі нітриду $Fe_{2,3}N$ існує в широкому інтервалі концентрацій 4,55–11,0 % N.

Основа її кристалічної будови є щільне гексагональне упакування атомів заліза. Атоми азоту розташовуються в октаедричних порах, що утворюють підрешітку типу графіту. При температурі 650 °C ε -фаза піддається евтектоїдному розпаданню на ($\gamma + \gamma'$)-фази. Вміст азоту в евтектоїді складає 4,5 %. Ця фаза феромагнітна;

5) ξ -фаза (Fe_2N) має ромбічну решітку з упорядковано розподіленими атомами азоту. Кристалічну структуру ξ -фази можна розглядати як викривлену модифікацію решітки ε -фази (псевдогексагональну). Зона гомогенності ξ -фази невелика і знаходиться в межах 11,07–11,18 %. Вищий нітрид заліза стійкий у рівновазі з аміаком при температурі до 450 °C. При більш високих температурах в атмосфері аміаку він розпадається навіть при невеликому вмісті водню.

У процесі формування дифузійних шарів необхідно контролювати не тільки стан насичувальної атмосфери, а й умови нагріву матеріалу, що піддається ХТО, до температури нітроцементації [10].

Якщо при нагріванні і в процесі обробки матеріалу значення цього потенціалу тримається вище відношення γ'/ε , шари будуть складатись з ε - і γ' -фаз. Однак, якщо при нітроцементації його значення буде нижчим від указанного відношення, шари, сформовані на сталій підкладці в процесі насичення, будуть складатись лише з однієї γ' -фази [11].

Постановка задачі

Зубчате колесо циліндричне – найбільш відповідальна та навантажена деталь відцентрованого змішувача для виготовлення формувальної суміші. Цю деталь виготовляють зі сталі 45Л, яку потім піддають покращенню, що забезпечує твердість 28-32 HRC. Зубчате колесо циліндричне має великі габарити, тому принципово міняти режим зміцнення поверхневого шару є проблематичним. Пропонується ввести невеликі зміни у технологічний процес термічної обробки деталі, а саме під час проведення високого відпуску зміцнювати поверхню колеса з нанодисперсної обмазки, яку можливо наносити місцево. Обмазка дозволить отримати дифузійний шар аналогічний азотованому.

Застосування традиційного процесу азотування спрямоване на зміцнення різноманітних сталей і сплавів, деталей машин та інструментів, що експлуатуються за різних умов. Хіміко-термічна обробка має багато технологічних варіантів, і вибір того чи іншого процесу визначається технологічністю, можливістю регулювання будови утвореного шару, швидкістю насичення поверхні, часом підготовчих робіт, рівнем автоматизації, економічністю, дотриманням вимог з охорони праці та навколишнього середовища.

Традиційні процеси – у соляних ваннах й у газовому середовищі з застосуванням аміаку, природного газу та ін. створюють цілком певний тип шару (ε -нітриди). Однак вони не в змозі задовольнити конкретні вимоги, пропоновані до будови шарів залежно від умов роботи деталей, і є досить шкідливими і тривалими процесами (до 50–100 годин).

Тому в роботі доцільне випробування нової азотовмісної нанодисперсної обмазки для вдосконалення технологічного процесу зміцнення зубчастого колеса циліндричного.

Метою науково-дослідної роботи є розробка технології місцевого поверхневого зміцнення зубчастого циліндричного колеса відцентрованого змішувача для виготовлення формувальної суміші. Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити такі задачі:

- дослідити вплив температури обробки на формування дифузійного шару;
- виявити раціональний режим місцевого поверхневого зміцнення;
- дослідити зміну ефективного коефіцієнту дифузії азоту в сталі 45Л від температури низькотемпературної нітроцементації.

Досліджувані матеріали для технології місцевого поверхневого зміцнення зубчастого циліндричного колеса

Матеріалом для дослідження в цій науково-дослідницькій роботі є сталь 45Л (яка аналогічна сталі 45). Перед зміцненням поверхню досліджуваних зразків очищали від слідів окалини, іржі, змащення й інших забруднень. Незначні забруднення видаляли знежиреним бензином «Калоса». Потім шліфували й полірували поверхню з наступним знежиренням 96 % спиртом. На поверхню зразків наносили обмазку, яка складалася з азото-вуглецевмісної речовини (3 вагові частки), бури $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ (2 вагові частки). Ці складові перемішували в сухому стані, потім додавали зв'язувальні компоненти (96 % спирт і розчин клею БФ-2 в ацетоні) до консистенції сметани і перемішували для отримання однорідної маси. Обмазка наносилася на зразки у два або три шари (до 3–4 мм). Після цього зразки просушувалися у шафі при температурі 140 °С протягом 30–40 хв. до повного висихання. Технологію зміцнення можна назвати нітроцементацією з обмазки.

Для сталі 45Л гартування робили при $T = 850$ °С протягом 15 хвилин з охолодженням у воді. Зміцнення полягало у суміщенні відпуску з нітроцементацією з обмазок. Обробку зразків здійснювали в камерній печі при температурах 500, 550, 600 та 650 °С протягом 5 годин.

Дослідження мікроструктури зразків зі сталі 45Л проводилися методом оптичної мікроскопії. На зразках після хіміко-термічної обробки знімався шар глибиною 1 мм, а потім виготовлялися мікروشліфи, які знаходилися в струбцинах для збереження шару. Розміри досліджених зразків: висота 18 мм, товщина 10 мм, ширина 10 мм.

Вимірювання мікротвердості було проведено на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 і 100 грамів і витримки 15 секунд згідно з ГОСТ 9450-76. Індентором була алмазна піраміда із квадратною підставою правильної чотиригранної форми з кутом при вершині між протилежними гранями рівним 136°.

Результати досліджень

Звичайна термічна обробка сталі 45Л полягає в поліпшенні, а саме гартуванні при 850 °С протягом 15 хвилин з охолодженням у воді та відпуску протягом 1,5 години при температурі 600 °С з охолодженням на спокійному повітрі.

Для відповідальних деталей зі складною конфігурацією проводять стабілізувальний відпуск для зняття внутрішніх напружень, що неминуче виникають у виробі при різанні і можуть бути джерелом підвищених деформацій та отримання сорбіту відпуску.

Нітроцементація з обмазок для сталі 45Л показала, що зі збільшенням температури від 500 до 650 °С глибина дифузійного шару збільшується від 70 до 210 мкм, а глибина нітридного шару – від 25 до 90 мкм відповідно (рис. 1).

Зі збільшенням температури від 500 °С до 650 °С поверхнева твердість значно знижується (рис. 2). Це пов'язано з активною дифузією азоту вглиб металу. Аналіз цих кривих показує, що твердість дифузійного шару залежить від вмісту вуглецю. Чим більший вміст вуглецю, тим вища твердість за рахунок формування додаткових нітридів та карбідів.

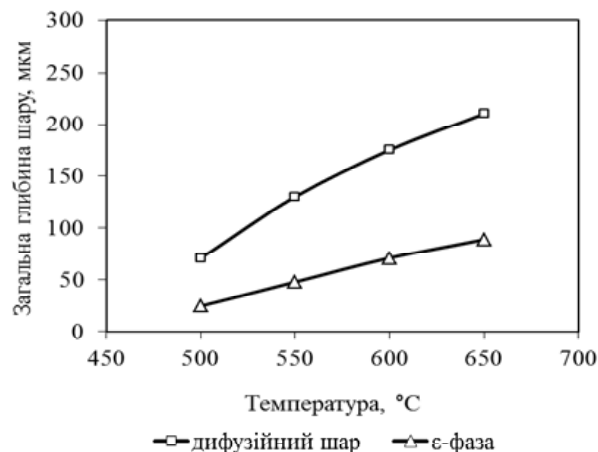


Рис. 1. Загальна глибина дифузійного шару сталі 45Л залежно від температури нітроцементації протягом 5 годин

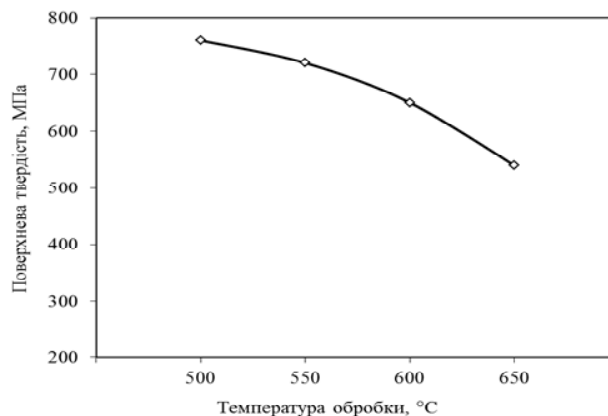


Рис. 2. Поверхнева твердість сталі 45Л залежно від температури нітроцементації протягом 5 годин

Зміна мікротвердості дифузійних шарів сталі після низькотемпературної нітроцементації протягом 5 годин при різних температурах наведена на рис. 3.

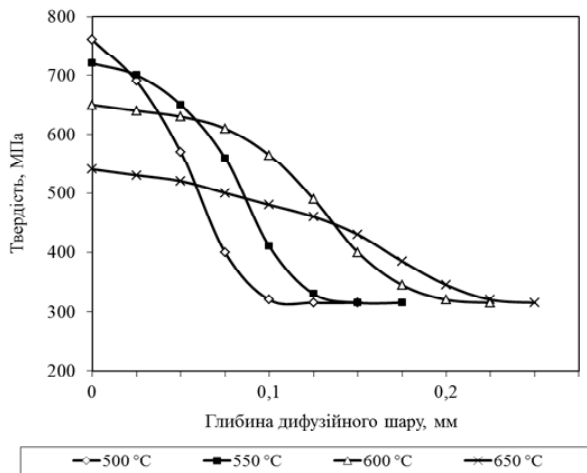


Рис. 3. Зміна мікротвердості дифузійних шарів сталі 30Г після нітроцементації протягом 5 годин при 500–650 °C

Для сталі 45Л найбільша твердість відповідає температурі 500 °C, але товщина загального дифузійного шару є недостатньою. При температурі 550 °C товщина шару значно збільшується, поверхнева твердість залишається відносно великою. З підвищенням температури до 600–650 °C значно зростає шар при зниженні твердості. Враховуючи оптимальне співвідношення поверхневої твердості та товщини дифузійних шарів, вибираємо температуру низькотемпературної нітроцементації 550–600 °C для сталі 45Л.

Максимальне зміцнення сталі 45Л (до 7,6 ГПа) досягається при низьких температурах (500 °C), коли в процесі насичення в α -фазі спостерігається утворення окремих нітридів та карбонітридів. При підвищенні температури ХТО до 550 °C твердість поверхневого шару знижується до 7,2 ГПа. Насичення азотом та вуглецем при 600–650 °C, коли дифузія інтенсивно йде углиб металу, призводить до помітного зниження твердості до 6,5–5,4 ГПа сталі 45Л (див. рис. 3).

Перепад твердості тим більший, чим нижча температура нітроцементації. Чим вища температура нітроцементації, тим більша глибина дифузійного шару і більш рівномірне падіння твердості по товщині шару (див. рис. 3).

Залежність експериментальних ефективних коефіцієнтів дифузії азоту для сталі 45Л при різній температурі низькотемпературної нітроцементації показана на рис. 4.

Як і очікували, з підвищенням температури ефективний коефіцієнт дифузії зростає і змінюється за формулою поліному третього ступеня:

$$D = -0,0234t^3 + 0,1535t^2 - 0,1317t + 0,0717.$$

З рис. 4 видно, що низькотемпературна нітроцементация в запропонованій нами азотовмісній речовині дозволяє прискорити процес, що пояснюється збільшен-

ням коефіцієнта дифузії в 2–3 рази залежно від температури ХТО порівняно з теоретичними значеннями D_N при газовому азотуванні. Це пояснюється двома явищами: по-перше, при використанні азотовмісної речовини значно підвищується кількість активних радикалів азоту, порівняно з азотуванням в аміаці – до 50 %; по-друге, дисперсний порошок, маючи дуже велику активну поверхню, практично відразу при досягненні заданої температури розкладається з виділенням активного атомарного азоту і вуглецю.

З підвищенням температури крива має більш пологий вигляд, що пов'язано зі збільшенням швидкості дифузії вглиб металу, але обмазка має обмежену кількість насичувальних речовин, тому нема нового потоку атомарних речовин для подальшого формування поверхневих карбо-нітридних шарів.

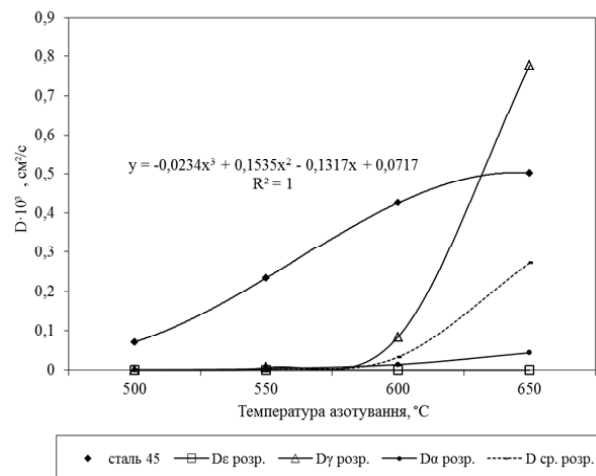


Рис. 4. Залежність ефективного коефіцієнта дифузії азоту в сталі 45Л від температури низькотемпературної нітроцементації

Висновки

Проаналізувавши отримані дані, можна зробити такі висновки:

1. При підвищенні температури низькотемпературної нітроцементації від 500 °C до 650 °C протягом 5 годин в обмазках з порошкової суміші збільшується глибина дифузійного шару від 0,07 до 0,21 мм відповідно, а поверхнева твердість зменшується від 7,6 до 5,4 ГПа.

2. Рациональним режимом зміцнення поверхневого шару нітроцементациєю вважаємо при температурі 550–600 °C протягом 5 годин, після проведення якої поверхнева твердість становить 7,2–6,5 ГПа з загальною глибиною дифузійного шару ~ 0,15 мм.

3. Доцільно поєднувати високий відпуск зубчастого циліндричного колеса зі сталі 45Л з розробленою технологією низькотемпературної нітроцементації з обмазок.

4. Прискорення дифузії зростає майже в 2–3 рази залежно від температури ХТО при використанні запропонованого нами способу нітроцементації. З підвищенням температури ефективний коефіцієнт дифузії зростає і змінюється за формулою поліному третього ступеня.

5. Розроблена технологія дозволяє проводити місцеве зміцнення ділянок деталі під час проведення високого відпуску.

6. Відбувається значна економія ресурсів та енергії України за рахунок розробленої технології зміцнення зубчастого циліндричного колеса зі сталі 45Л.

Список літератури

1. Чаттерджи-Фишер Р. Азотирование и карбонитрирование / Р. Чаттерджи-Фишер, Ф.-В. Эйзелл, Р. Гофман и др. ; пер. с нем. В. А. Федоровича; под ред. А. В. Супова. – М. : Металлургия, 1990. – 280 с.
2. Тарасов А. Н. Высокотемпературная нитроцементация и низкотемпературное нитотрирование стали 16Х-ВИ для повышения износостойкости / А. Н. Тарасов, А. Г. Нятин, П. Р. Шевченко // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2007. – № 5. – С. 27–31.
3. Петрова Л. Г. Внутреннее азотирование жаропрочных сталей и сплавов / Л. Г. Петрова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 1. – С. 10–17.
4. Фунатани К. Низкотемпературное азотирование сталей в соляных ваннах / К. Фунатани // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 7. – С. 12–17.
5. Айрапетян Н. А. Повышение износостойкости конструкционных сталей с помощью низкотемпературного насыщения углеродом и азотом / Н. А. Айрапетян // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 5. – С. 23–26.
6. Fernandes F. A. P. Wear of plasma nitrided and nitrocarburized AISI 316L austenitic stainless steel / F. A. P. Fernandes, S. C. Heck, R. G. Pereira, A. Lombardi-Neto and etc. // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2010. – Т. 40(2). – С. 175–179.
7. Shu-Hung Yeh. Effects of Gas Nitriding on the Mechanical and Corrosion Properties of SACM 645 Steel / Shu-Hung Yeh, Liu-Ho Chiu, Heng Chang // Engineering, Scientific Research Publishing. – 2011. – Т. 9(3). – С. 942–948.
8. Ben Slima S. Ion and Gas Nitriding Applied to Steel Tool for Hot Work X38CrMoV5 Nitriding Type: Impact on the Wear Resistance / S. Ben Slima // Materials Sciences and Applications, Scientific Research Publishing. – 2012. – Т. 9(3). – С. 640–644.
9. Baranowska J. Functional characteristics of nitride layers on austenitic steel produced by gas nitriding / Jolanta Baranowska // Material Science. – Lithuania, 2005. – Т. 11(3). – С. 226–307.
10. Fossati, A. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment time / A. Fossati, F. Borgioli, E. Galvanetto [etc.] // Surface and Coat. Technol. – 2006. – Т. 200(11). – С. 3511–3517.
11. Liu Junyou. Nitridation of iron by the mixing technology with laser and plasma beams / Liu Junyou, Sun Fenqiu, Yu Hanjing // Appl. Surface Sci. – 2005. 252. – № 4. – P. 921–928.

Одержано 09.11.2015

Костык Е.А. Разработка технологии местного поверхностного упрочнения зубчатого цилиндрического колеса центробежного смесителя

Разработана технология местного поверхностного упрочнения зубчатого цилиндрического колеса из стали 45Л, которая заключается в сочетании высокого отпуска с разработанной технологией низкотемпературной нитроцементации из обмазок. Выявлено, что при повышении температуры низкотемпературной нитроцементации от 500 °С до 650 °С в течение 5 часов в обмазках из порошковой смеси увеличивается глубина диффузионного слоя от 0,07 до 0,21 мм, а поверхностная твердость уменьшается от 7,6 до 5,4 ГПа. Установлен рациональный режим упрочнения поверхностного слоя при температуре 550–600 °С в течение 5 часов, после проведения которого поверхностная твердость составляет 7,2–6,5 ГПа с общей глубиной диффузионного слоя ~0,15 мм. Разработанная технология позволяет проводить местное упрочнение участков детали во время проведения высокого отпуска, благодаря чему происходит значительная экономия ресурсов и энергии Украины.

Ключевые слова: *поверхностное местное упрочнение, нитроцементация, обмазки, диффузионный слой.*

Kostyk K.O. Development of technology for local surface hardening of cylindrical gear wheel of a centrifugal mixer

The technology for local surface hardening of toothed cylindrical wheels of steel 45, which is a combination of high-temperature tempering with the developed technology of low-temperature carbonitriding of coatings is developed. It is revealed that with increasing temperature the low-temperature carbonitriding of from 500 °C to 650 °C for 5 hours in the coatings from powder mixtures increased depth of the diffusion layer from 0.07 to 0.21 mm, and the surface hardness decreases from 7.6 to 5.4 GPa. Rational mode of hardening of the surface layer at a temperature of 550–600 °C for 5 hours, after which the surface hardness is 7.2–6.5 GPa total depth of the diffusion layer ~ 0.15 mm is proposed. The developed technology enables a local reinforcement sections detail during the high-temperature tempering, resulting in a significant saving of resources and energy of Ukraine.

Key words: *local surface hardening, carbonitriding, coating, diffusion layer.*

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МАГНИТНО-ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ШЛИФОВАНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ

Предложен способ улучшения эксплуатационных свойств деталей, изготовленных из конструкционных сталей и сплавов. Поставленная задача была реализована методом нанесения на их поверхность защитных покрытий, которые увеличивают твердость, износостойкость, повышают антикоррозионные свойства.

Ключевые слова: покрытие, газопламенный, конструкционные стали, магнитно-электрическое шлифование, микрорельеф поверхности.

Введение

Одним из способов улучшения эксплуатационных свойств деталей, изготовленных из конструкционных сталей и сплавов, является нанесение на их поверхность защитных покрытий, которые увеличивают твердость, износостойкость, повышают антикоррозионные свойства [1–3].

Состояние исследований и актуальность работы

Используются различные виды покрытий, в частности ПГ-19Н-01, ПГ-10Н-01, ПГАН-33 (на основе Ni-Cr и других добавок, таких как Si, B, Fe, Mo) [4–6]. Известны также покрытия на основе Ni-Al, Al-Co, Al-Mg-Cu, Al_2O_3 , $Al_2O_3+Cr_2O_3$ и др. [4–7].

Существует ряд методов нанесения покрытий, в частности газотермический, плазменно-детонационный, метод газопорошковой лазерной наплавки [8–11]. При этом в ряде случаев необходима финишная обработка поверхности покрытия. В качестве методов обработки используются оплавление покрытия электронным пучком или плазменной струей [12–13], электроконтактная обработка [14], шлифование и ряд комбинированных методов обработки.

Одним из наиболее доступных и технологичных способов является напыление покрытия ПГ-СР4 газопламенным методом на основу из конструкционной стали 45. Однако при этом качество поверхности полученного покрытия невысокое и требуется дополнительная обработка. В качестве обработки выбран метод магнитно-электрического шлифования (МЭШ) как наиболее доступный в условиях промышленного производства.

В основе МЭШ лежат процессы, связанные с механическим резанием зернами абразива, электроэрозийным и термическим воздействием электрического (технологического) тока на поверхность упрочняющего покрытия под влиянием внешнего магнитного поля.

Целью данной работы является разработка и исследование процесса магнитно-электрического шлифования для создания микрорельефа поверхности газотермического покрытия на производственных образцах деталей.

Методика приготовления образцов и методы анализа

Нанесение покрытий проводили газопламенным способом. Газопламенное напыление образцов производили на установке ТРУ-БПИ [15]. В качестве горючего газа применяли метилацетиленовую фракцию (МАФ) ТУ-38.102.12-89, в качестве транспортирующего – воздух. Расход МАФ составлял 1,0–1,2 м³/ч, расход кислорода (ГОСТ 5583-79) 4,0–4,5 м³/ч, расход воздуха – 0,2 м³/ч, дистанция напыления – 180–220 мм. Химический состав материала защитного покрытия ПГ-СР4: Ni – основа, Cr ~ 17%; C 0,8; Fe ~ 0,7; Si ~ 3,5; B ~ 3 %.

Толщина напыленного защитного покрытия ПГ-СР4 составляет 0,5–2,0 мм. Твердость покрытий находится в пределах 55–62 HRC. Топография поверхностного слоя покрытия, полученного газопламенным напылением самофлюсующимся порошком марки ПГ-СР4, показана на рис. 1. Видно, что поверхность защитного покрытия до обработки имеет пористую структуру. Пористость покрытия находится в пределах 25–30 %, а шероховатость поверхности – 160–320 мкм.

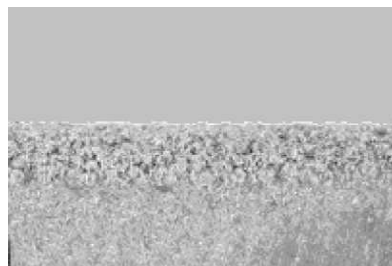


Рис. 1. Поверхностный слой газотермического защитного покрытия без оплавления ($\times 60$)

Наблюдение микрорельефа поверхности упрочняющего покрытия до и после обработки МЭШ исследуемых образцов осуществлялось с помощью растрового электронного микроскопа модели РЭМ-100У (Сумское НПО «Электрон»). Исследования проводили как при нормальном падении пучка на поверхность образца, так и при наклоне образца на 30°. Ускоряющее напряжение составляло 20 кВ. Изображение в растровом электронном микроскопе формировалось при сканировании узким электронным лучом (диаметр пучка – 50–500 А) участка поверхности упрочняющего покрытия.

Влияние режима МЭШ на шероховатость поверхности оценивали по профилограммам, полученным с помощью профилографа-профилометра модели АБРИС-ПМ7. Измерения шероховатости поверхности проводили по методикам, изложенным в ГОСТ 2789-93.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Поверхность, полученная путем газопламенного напыления покрытия ПГ-СР4, показана на рис. 2. Ее микрорельеф определяется неоднородностью распределения элементов покрытия.

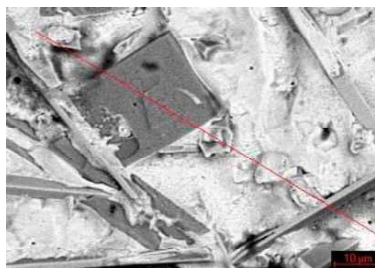


Рис. 2. Поверхность, сформированная газопламенным напылением (× 200)

После обработки образца посредством МЭШ с режимами, приведенными в табл. 1, получена поверхность, топография которой изображена на рис. 3. Обозначения, используемые в таблице, следующие: n – частота вращения круга; S – скорость продольной подачи; I – сила технологического тока; t – глубина резания; B – значение вектора магнитной индукции, направленного вдоль обрабатываемой поверхности.

Таблица 1 – Начальный режим обработки МЭШ

№ рис.	n , мин ⁻¹	S , мм/мин	I , А	t , мм	B , Тл	R_a , мкм
3	2000	120	5	0,005	0,10	3,80

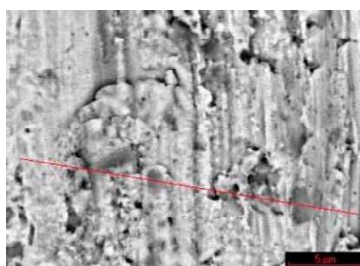


Рис. 3. Топография поверхности покрытия ПГ-СР4 после обработки МЭШ с режимом, указанным в табл. 1 (× 200)

Основную роль при образовании рельефа для данного режима обработки играют процессы механического резания зернами абразива. На поверхности отчетливо видны следы, оставленные зернами абразива, поверхность не оплавлена, по краям пор наблюдается частичное затекание в них никеля. Шероховатость поверхности составляет 3,8 мкм.

При увеличении глубины резания и значения магнитной индукции (табл. 2) рельеф поверхности формируется также в основном за счет резания зернами абразива. Топография поверхности изображена на рис. 4.

С увеличением глубины резания в зоне обработки реализуются большие мощности за счет увеличения площади контакта зерен абразивного круга с поверхностью покрытия. Также возрастает сила резания и возникают растягивающие напряжения, в результате чего на поверхности покрытия образуются микротрещины. При данных режимах обработки наблюдается более интенсивное сглаживание пор. Вершины бороздок, которые оставлены зернами абразива, незначительно оплавлены. Наблюдаются также следы электроэрозионного воздействия, но их количество невелико. При увеличении скорости подачи круга и значения магнитной индукции (табл. 3) количество энергии, выделяющейся в виде теплоты в зоне обработки, резко возрастает, что приводит к изменению характера рельефа поверхности (рис. 5).

Таблица 2 – Режим обработки МЭШ при увеличении глубины резания

№ рис.	n , мин ⁻¹	S , мм/мин	I , А	t , мм	B , Тл	R_a , мкм
4	2000	120	5	0,005	0,15	1,26

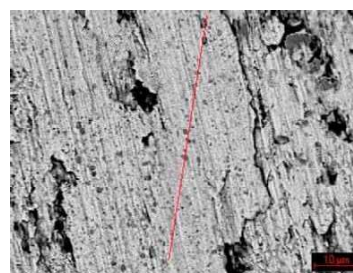


Рис. 4. Топография поверхности покрытия ПГ-СР4 после обработки МЭШ с режимом, указанным в табл. 2 (× 200)

Таблица 3 – Режим обработки МЭШ при увеличении скорости подачи

№ рис.	n , мин ⁻¹	S , мм/мин	I , А	t , мм	B , Тл	R_a , мкм
5	2000	2800	5	0,005	0,20	1,20

Следы от механического воздействия зерен абразива сглажены. Затекание материала покрытия в поры происходит более интенсивно. С увеличением продольной подачи и значения магнитной индукции электроэрозионное действие технологического тока уменьшается.

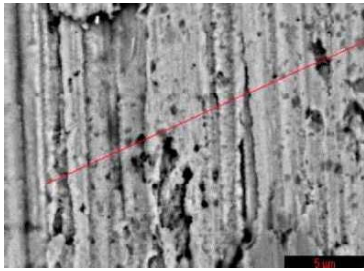


Рис. 5. Топография поверхности покрытия ПГ-СР4 после обработки МЭШ с режимом, указанным в табл. 3 ($\times 200$)

При режимах, связанных с увеличением силы технологического тока (табл. 4), формируется рельеф поверхности, представленный на рис. 6.

Таблица 4 – Режим обработки МЭШ при увеличении силы тока

№ рис.	n , мин ⁻¹	S , мм/мин	I , А	t , мм	B , Тл	R_a , мкм
6	2000	2800	15	0,05	0,15	0,57

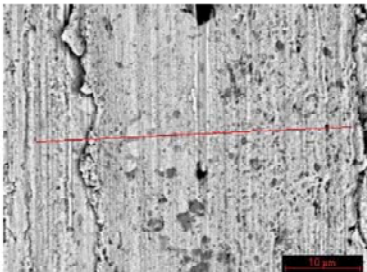


Рис. 6. Топография поверхности покрытия 11-СР4 после обработки МЭШ с режимом, указанным в табл. 4

При обработке МЭШ на режиме, показанных в табл. 4, с увеличением технологического тока до 15 А значительно повышается температура в зоне обработки. Поверхность оплавляется, материал покрытия претерпевает структурные изменения. Металл, находящийся в жидкопластическом состоянии, удаляется из зоны под действием механической силы резания зернами абразива.

Резкий нагрев поверхности приводит к появлению микротрещин на поверхности пористого покрытия. Рельеф поверхности имеет незначительное число царапин, остающихся от зерен абразивного материала круга. Количество лунок, образованных в результате электроэрозионного разрушения поверхности, возрастает.

С целью предотвращения образования микротрещин и лунок были выбраны режимы, в которых сила тока, скорость продольной подачи и глубина резания уменьшены. Но для поддержания достаточной мощности в зоне обработки была увеличена частота вращения круга (табл. 5). Соответствующий рельеф поверхности представлен на рис. 7.

Таблица 5 – Режим обработки МЭШ при увеличении частоты и уменьшении силы тока и глубины резания

№ рис.	n , мин ⁻¹	S , мм/мин	I , А	t , мм	B , Тл	R_a , мкм
7	3000	1400	10	0,025	0,15	0,46

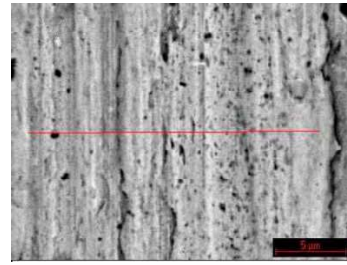


Рис. 7. Топография поверхности покрытия ПГ-СР4 после обработки МЭШ с режимом, указанным в табл. 5 ($\times 200$)

При обработке поверхности газотермического защитного покрытия на режиме, приведенном в табл. 5 на поверхности (рис. 7), видно более равномерное распределение микронеровностей, ширина электроэрозионных лунок не превышает 1 мкм. Шероховатость поверхности находится в пределах 0,46 мкм. Однако присутствуют микротрещины.

Уменьшение шероховатости поверхности было достигнуто при дальнейшем увеличении частоты вращения, повышении силы тока, значения магнитной индукции.

Соответствующий режим обработки указан в табл. 6, а топография поверхности – на рис. 8.

Таблица 6 – Режим обработки МЭШ, соответствующие минимальной шероховатости поверхности

№ рис.	n , мин ⁻¹	S , мм/мин	I , А	t , мм	B , Тл	R_a , мкм
8	4000	2800	15	0,05	0,30	0,34

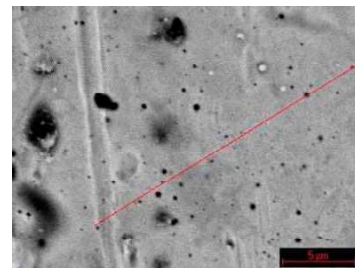


Рис. 8. Топография поверхности покрытия ПГ-СР4 после обработки МЭШ с режимом, указанным в табл. 6 ($\times 200$)

Исходя из приведенных выше данных, можно сделать вывод, что технологические параметры МЭШ оказывают влияние на формирование микрорельефа защитного покрытия, причем основное воздействие оказывают электрофизические параметры процесса.

Рассмотрим влияние технологического тока. Как было отмечено выше, основными факторами при этом являются электроконтактное и электроэрозионное разрушения материала поверхности. Электроэрозионное воздействие приводит к испарению материала в локальной области, соответствующей месту попадания искры на поверхность. В данном месте возникает лунка, имеющая диаметр 0,1–0,5 мкм и глубину до 0,3 мкм. Наиболее отчетливо лунки наблюдаются на рис. 8. Этот

эффект приводит к повышению производительности процесса обработки, но качество обработки поверхности снижается. Поэтому целесообразным является снижение интенсивности процессов данного типа. В то же время электроконтактные явления приводят к повышению температуры в зоне обработки, и именно они обеспечивают оплавление неровностей на поверхности, оставляемых зернами абразива.

Рассмотрим выступ, который образован при резании зерном абразива (рис. 9). При последующем анализе, который позволяет выявить общие закономерности процесса, считаем материал однородным с удельным сопротивлением R , плотностью ρ , удельной теплоемкостью c и коэффициентом теплопроводности λ .

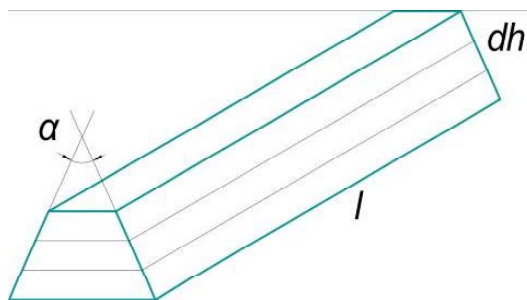


Рис. 9. Форма выступа, сформированного под действием зерна абразива

Предположим также, что в поперечном сечении профиль выступа представляет собой трапецию. Угол, под которым сходятся продолжения боковых сторон трапеции, равен α .

Сопротивление элемента выступа dR высотой dh определяется по формуле 1 [2]:

$$dR = \rho \cdot \frac{dh}{2lhtg(\alpha/2)}, \quad (1)$$

где h – расстояние от точки O по вертикали вниз; l – длина выступа.

Полное сопротивление выступа рассчитываем по формуле 2 [2]:

$$R = \frac{\rho}{2ltg(\alpha/2)} \cdot \ln \left| \frac{h_2}{h_1} \right|. \quad (2)$$

Количество теплоты, выделяемое в элементе высотой dh при протекании электрического тока I в течение времени dt , определяется с учетом (1) по закону Джоуля-Ленца по формуле 3 [2]:

$$dQ = I^2 \rho \cdot \frac{dh}{2lhtg(\alpha/2)}. \quad (3)$$

Количество теплоты, которое отдает элемент в окружающую среду за счет теплообмена с воздухом через боковую поверхность, рассчитаем следующим образом по формуле 4 [2]:

$$dQ_{отд} = kl \cdot \frac{dh}{\cos(\alpha/2)} \cdot (T - T_{oc}) \cdot dt, \quad (4)$$

где k – коэффициент теплоотдачи между материалом поверхности и окружающей средой.

Составляя уравнение теплового баланса для элемента высотой dh на основе выражений (2) и (3), выразим скорость изменения температуры в зависимости от его положения h (формула 5) [2]:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{1}{\gamma c} \cdot \left(\frac{I^2 \rho}{b^2 h^2} grad T - \frac{k(T - T_{oc})}{h \sin(\alpha/2)} \right), \quad (5)$$

где $b = 2ltg(h/2)$ [2] – параметр, определяемый геометрией образца.

Анализируя формулу (5), приходим к выводу, что скорость изменения температуры быстро уменьшается при увеличении расстояния h от вершины выступа (угол α). Наибольшее количество теплоты выделяется именно при вершине выступа, а поскольку отвод теплоты вглубь выступа замедлен, то данный процесс обеспечивает повышение температуры при его вершине до температуры плавления. Очевидно, чем больше величина силы тока, тем большая часть выступа будет оплавлена. Также следует отметить, что чем меньше угол при вершине конуса, тем более эффективен процесс электроконтактного оплавления. На основании рассмотрения можно сделать вывод о том, что для достижения высокого качества обработки МЭШ токопроводящий абразивный круг должен содержать зерна из диэлектрического материала. Форма и размер зерен должны обеспечивать, с одной стороны, уменьшение электроэрозионного воздействия, а с другой – формирование выступов с профилем, наиболее подверженным оплавлению.

Рассмотрим влияние магнитного поля на формирование микрорельефа в зоне обработки. В связи с этим следует отметить два основных эффекта, которые реализуются при наложении магнитного поля в направлении, параллельном обрабатываемой поверхности и перпендикулярном току. Первый связан с возникновением в магнитном поле силы Лоренца, которая стремится изменить направление скорости заряженных частиц (формула 6) [4]:

$$F = qBv \sin \alpha, \quad (6)$$

где v – скорость частиц; α – угол между вектором скорости и направлением магнитного поля.

Наиболее существенное влияние сила Лоренца оказывает на электроны, движущиеся в канале искрового разряда, возникающего в воздухе между токопроводящим кругом и обрабатываемой поверхностью. В результате действия силы Лоренца канал искрового разряда отклоняется в сторону, и вследствие того, что электроны обладают различными скоростями, они будут двигаться по окружностям разного радиуса (рис. 10).

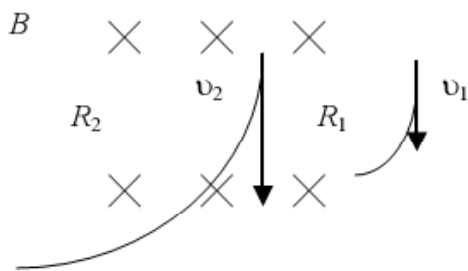


Рис. 10. Влияние силы Лоренца на расширение искрового канала

В этом случае поверхностная плотность энергии искрового разряда при его воздействии на поверхность уменьшается вследствие увеличения площади, образующая лунка будет иметь меньшие глубину и диаметр, что приведет к уменьшению шероховатости.

Второй эффект связан с возникновением дополнительного давления в зоне обработки. Так как основа материала покрытия ПГ-СР4 обладает свойствами ферромагнетика, вблизи поверхности материала (и особенно неровностей с малым радиусом кривизны) происходит искривление силовых линий магнитного поля. Плотность энергии магнитного поля определяется по формуле 7 [4]:

$$w = \frac{\mu\mu_0 H^2}{2} \quad (7)$$

и имеет размерность давления.

При этом повышение температуры в зоне обработки до значений, превышающих точку Кюри, приводит к переходу материала в парамагнитное состояние. Таким образом, на границе «воздух-расплав» и на границе «расплав-ферромагнитная основа» возникает дополнительное давление, направленное вглубь материала и приводящее к растеканию расплава по его поверхности. Из анализа экспериментальных данных также следует, что увеличение значения магнитной индукции предотвращает появление микротрещин на обрабатываемой поверхности (рис. 5 и 8). Наложение магнитного поля на область обработки также приводит к возникновению факторов, определяющих шероховатость поверхности.

Вариацией указанных выше параметров было достигнуто удовлетворительное качество обработки поверхности.

Выводы

1. Установлено, что микрорельеф поверхности защитного покрытия ПГ-СР4, нанесенного методом газопламенного напыления на поверхность Стали 45, существенно зависит от параметров обработки МЭШ.
2. Установлено, что наряду с величинами, определяющими режимы резания, особую роль приобретают электродинамические характеристики процесса.
3. Повышение технологического тока на 5 ампер ($\Delta I = 5 A$) приводит к оплавлению неровностей на поверхности заготовки.

Список литературы

1. Азаренков Н. А. Структура и свойства защитных покрытий и модифицированных слоев / Н. А. Азаренков, В. М. Береснев, А. Д. Погребняк. – Харьков, 2007. – 560 с.
2. Ионно-лучевая и ионно-плазменная обработка материалов / [К. К. Кадыржанов, Комаров К. К., Погребняк К. К. и др.]. – М.: МГУ, 2005. – 640 с.
3. Физико-химическое состояние покрытия из стали 316L, нанесенного на подложку из малоуглеродистой стали SS-400 / А. Д. Погребняк [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 24, № 47. – С. 44–52.
4. Структура и свойства твердого сплава, нанесенного на твердую подложку с помощью импульсно-плазменной технологии / [А. Д. Погребняк, М. В. Ильяшенко, О. П. Кульментьева и др.] // ЖТФ. – 2001. – Т. 71, вып. 7. – С. 111–118.
5. Погребняк А. Д. Формирование гибридных покрытий TiN/Cr/Al₂O₃ на подложку из стали AISI 321 / А. Д. Погребняк, Ю. А. Кравченко // Поверхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. – 2006. – № 11. – С. 1–23.
6. Structure and Properties of Coatings Ni base deposited using a plasma jet before and after electron beam irradiation / A. D. Pogrebnyak [et al.] // Vacuum. – 2007. – Vol. 81, № 10. – P. 1243–1251.
7. Структура и свойства покрытия из Ni-Cr-B-Si-Fe/WC-Co, нанесенного на подложку из стали и меди / [А. Д. Погребняк, С. Н. Братушка, В. В. Углов и др.] // ФИП. – 2008. – Т. 6, № 1–2. – С. 92–97.
8. Эффект облучения электронным пучком на структуру и свойства никелевого сплава, нанесенного плазменной струей / А. Д. Погребняк [и др.] // ЖТФ. – 2004. – Т. 30, № 2. – С. 164–167.
9. Структура и свойства порошкового покрытия на основе Ni-Cr после нанесения концентрированными потоками энергии / [Погребняк А. Д., Кравченко Ю. Н., Васильюк В. В. и др.] // ФХОМ. – 2005. – № 11. – С. 35–41.
10. Погребняк А. Д. Модификация свойств материалов и осаждение покрытий с помощью плазменных струй / А. Д. Погребняк, Ю. Н. Тюрин // УФН. – 2005. – Т. 3, № 5. – С. 514–543.
11. Влияние химического состава на трибологические свойства хромоникелевых покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки / А. В. Макаров [и др.] // Изв. Челябин. науч. центра. – 2009. – Вып. 2 (44). – С. 28–33.
12. Погребняк А. Д. Эффект облучения электронными и ионными пучками на физико-механические свойства титановых сплавов / А. Д. Погребняк, Е. А. Базыль, Н. В. Свириденко // Успехи физики металлов. – 2004. – Т. 5. – С. 257–281.
13. Дуплексная обработка никелевого сплава, нанесенного на подложку из стали 3 / А. Д. Погребняк [и др.] // Трение и износ. – 2004. – Т. 25, вып. 1. – С. 71–78.
14. Токарев А. О. Электроконтактная обработка газотермических покрытий / А. О. Токарев // Трение, износ, смазка. – 2008. – Т. 10, № 2. – С. 34–40.
15. Кудинов, В. В. Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование : учеб. для вузов / В. В. Кудинов, Г. В. Бобров. – М.: Металлургия, 1992. – 432 с.

Одержано 05.11.2015

Пономаренко А.М., Губар Є.Я., Фенько І.І., Васильченко В.Ю. Використання магнітно-електричного шліфування для створення мікрорельєфу поверхні газотермічного покриття

Запропоновано спосіб покращення експлуатаційних властивостей деталей, виготовлених з конструкційних сталей та сплавів. Поставлена задача була реалізована методом нанесення на їх поверхню захисних покриттів, які збільшують твердість, зносостійкість, підвищують антикорозійні властивості.

Ключові слова: покриття, газополум'яний, конструкційні сталі, магнітно-електричне шліфування, мікрорельєф поверхні

Ponomarenko A., Gubar' E., Fen'ko I., Vasil'chenko V. Using magnetic electric grinding to create surface microrelief thermal coatings

The method for improving the performance properties of the parts made of structural steels and alloys is proposed. The objective was realized by surface coatings that increase hardness, wear resistance, corrosion resistance.

Key words: coating, flame, structural steel, magnetic-electric grinding, surface microrelief.

УДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ВТОРИННОГО СИЛУМІНУ АК8М3

Досліджено вплив часових параметрів термічної обробки на механічні властивості сплаву АК8М3, отриманого рециклінгом лому та відходів виробництва. Була встановлена можливість суттєвого покращення якості вторинних силумінів при збільшенні часу витримки при гартуванні та старінні відповідно до концентрації заліза у сплаві.

Ключові слова: силумін, механічні властивості, гартування, старіння.

Вступ

Вторинні алюмінієві сплави знаходять все ширше розповсюдження в машинобудуванні. Особливістю хімічного складу таких матеріалів є підвищений вміст заліза та інших домішок, які утворюють інтерметалідні фази, що, в свою чергу, мають несприятливу форму та відіграють роль концентраторів напружень у металі та ініціюють процес зародження тріщин. У результаті алюмінієві сплави, виготовлені шляхом рециклінгу, характеризуються нижчою якістю ніж аналоги, отримані з первинної сировини.

Термічна обробка Al-Si сплавів, як правило, полягає в гартуванні та старінні. Керувати фазовим складом, морфологічними параметрами структури та, відповідно, механічними й експлуатаційними властивостями можна, варіюючи температуру та час витримки при термічній обробці. Виходячи з того, що вміст інтерметалідних фаз у вторинних силумінах значно вищий, ніж у первинних, має рацію припущення, що стандартні режими гартування та старіння не є оптимальними для сплавів, виготовлених з лому та відходів виробництва.

Питанню особливостей термічної обробки алюмінієвих сплавів на основі вторинної сировини в літературі уваги практично не приділяється. Зустрічаються лише окремі відомості щодо впливу домішків заліза на режими термічної обробки силумінів [1–4], проте детальні дослідження, які б враховували взаємозв'язок вмісту заліза в сплаві, морфологію та хімічний склад інтерметалідів на його основі з параметрами гартування та старіння відсутні.

Метою роботи є вивчення впливу домішки заліза та часових параметрів термічної обробки на структуру та властивості вторинного сплаву АК8М3. Об'єкт дослідження – процеси і механізми утворення структури, перебігу фазових перетворень, а також формування механічних та експлуатаційних властивостей вторинного сплаву під впливом гартування та старіння. Предмет дослідження – структурний стан, фазові перетворення, механічні та експлуатаційні властивості сплаву АК8М3.

Матеріали та методика досліджень

Лабораторні плавки проводили в електричній печі опору СНЗ-3. Плавлення та нагрівання металу до температури 720 ± 10 °С здійснювали під стандартним флюсом. У роботі використовували силумін АК8М3, виготовлений з лому та відходів виробництва (8,49...8,51 % Si; 3,09...3,11 % Cu; 0,99...1,0 % Zn; 0,63...1,23 % Fe; 0,4 % Ni; 0,32 % Mn; 0,08 % Mg; 0,09 % Ti, решта Al). Значний інтервал вмісту заліза в сплаві обумовлений тим, що його добавки вводили в різних кількостях, а концентрація інших елементів залишалася на постійному рівні. Після розплавлення та нагрівання сплаву АК8М3 до температури 720 ± 10 °С в нього вводили порошок заліза.

Розроблені рафінувально-модифікувальні комплекси [5, 6] вводили в рідкий метал за допомогою пристосування, відомого як «дзвоник», після вилучення стандартного флюсу. Розливання сплаву проводили в металеві форми після витримки при температурі 720 ± 10 °С протягом 5 хвилин.

Термічну обробку здійснювали згідно з рекомендаціями ДСТУ 2839-94, використовуючи піч СШОЛ-1.1,6/12-М3-У4.2.

Теорія та аналіз отриманих результатів

Стандартна термічна обробка сплаву АК8М3 за режимом Т6 передбачає гартування з температури 500 ± 10 °С, витримку 5...7 год, охолодження в воді та старіння при температурі 180 ± 10 °С протягом 5...10 год. Оскільки температура операцій термічної обробки нормами чітко регламентована, а їх тривалість варіюється в широких межах, при проведенні досліджень вважали за доцільне коригувати саме час витримки при гартуванні τ_T та τ_{CT} старінні, а температурні параметри прийняти постійними.

Дослідження проводили відповідно до рототабельного плану багатofакторного експерименту другого порядку 2^3 (табл. 1).

Таблиця 1 – Матриця планування експерименту другого порядку 2^3

Інтервали варіювання та рівні факторів		Фактори, які вивчаються		
		X_1 (Fe, %)	X_2 (τ_T , год)	X_3 (τ_{CT} , год)
Нульовий рівень: $X_0=0$		0,85	6,0	7,0
Інтервал варіювання	0,2	3,0	4,2	2,8
	0,14	2,0	2,8	4,2
Нижній рівень: $X=-1,0$		0,65	3,0	2,8
Верхній рівень: $X=+1,0$		1,05	9,0	11,2
Зіркові точки	0,51	1,0	0	0
	1,19	11,0	14,0	14,0

Як незалежні змінні приймали вміст заліза в сплаві Fe, час витримки під гартування τ_T та час витримки при старінні τ_{CT} . Функціями відклику виступали такі показники механічних властивостей, як твердість HB, границя міцності при випробуванні на розтяг σ_B^p та відносне подовження δ , оскільки за цими характеристиками згідно з ДСТУ 2839-94 повинна оцінюватись якість виливків.

За допомогою методу регресійного аналізу результатів випробування механічних властивостей отримали систему рівнянь другого порядку з коефіцієнтами кореляції в межах 0,89...0,96:

$$\begin{aligned} HB = & 140,477 - 3,811Fe + 3,997\tau_T + \\ & + 3,99\tau_{CT} + 0,813Fe\tau_T + 2,313Fe\tau_{CT} + \\ & + 0,188\tau_T\tau_{CT} - 13,915Fe^2 - 3,66\tau_T^2 - 5,428\tau_{CT}^2; \quad (1) \end{aligned}$$

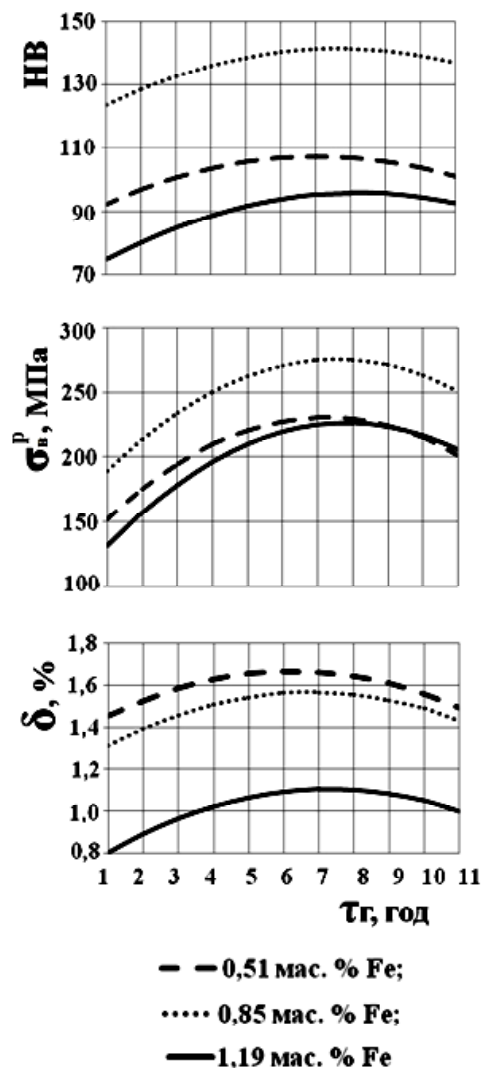
$$\begin{aligned} \sigma_B^p = & 271,154 - 2,427Fe + 18,652\tau_T + \\ & 10,305\tau_{CT} + 2,201Fe\tau_T + 6,62Fe\tau_{CT} + \\ & + 1,949\tau_T\tau_{CT} - 16,437Fe^2 - 18,294\tau_T^2 - 9,559\tau_{CT}^2; \quad (2) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \delta = & 1,562 - 0,169Fe + 0,035\tau_T - \\ & - 0,09\tau_{CT} + 0,014Fe\tau_T + 0,016Fe\tau_{CT} + \\ & 0,004\tau_T\tau_{CT} - 0,064Fe^2 - 0,069\tau_T^2 - 0,053\tau_{CT}^2; \quad (3) \end{aligned}$$

де Fe – масова частка заліза, %; τ_T – час витримки під гартування, год; τ_{CT} – час витримки при старінні, год.

Для полегшення інтерпретації аналітичних рівнянь були побудовані графічні залежності, які дозволяють простежити як вплив кожного досліджуваного фактора окремо, так і їх взаємозв'язок (рис. 1 та рис. 2). Результати приведено для нульового рівня варіювання при постійному часі витримки при гартуванні та старінні. Будували залежності механічних властивостей від часових параметрів термічної обробки на всіх досліджуваних рівнях варіювання вмісту заліза.

Хід кривих залежності твердості сплаву від часу витримки при гартуванні визначається тим, що на початкових етапах процесу провідна роль належить дисперсійному зміцненню частинками надлишкових фаз, а на завершальних переважає твердорозчинне зміцнення. Зростання твердості зі збільшенням вмісту заліза пов'язано з наявністю в структурі більшої кількості залізовмісних інтерметалідів, твердість яких вища за твердість основного металу приблизно в 7 разів (7500...8500 МПа порівняно із 1100...1200 МПа відповідно).


Рис 1. Залежність механічних властивостей силуміну АК8МЗ від часу витримки при гартуванні ($\tau_{CT} = 7$ год)

Максимальне значення границі міцності на розтяг властиве зразкам, які містять залізо на рівні 0,85 %, що пов'язано із протіканням процесів дисперсійного зміцнення. При оптимальній концентрації заліза інтерметалідні фази виділяються в порівняно невеликій кількості, характеризуються сприятливою морфологією і рівномірним розподілом за перетином шліфа, проте їх кількість та розміри достатні для перешкоджання руху

дислокацій та опору матеріалу руйнуванню. Подальше збільшення кількості заліза викликає суттєве механічне порушення суцільності матриці внаслідок некогерентності до неї частинок залізовмісних фаз і концентруванні напружень навколо них при пластичній деформації та руйнуванні.

Загальний вигляд графічних залежностей пластичності від часу витримки при гартуванні пов'язаний з подрібненням та диференціюванням частинок евтектичного кремнію, а також розчиненням надлишкових фаз. Певне зниження пластичності протягом тривалої витримки при температурі гартування можна пояснити коагуляцією та огрубінням кремнієвої евтектики, а також значним зміцненням твердого розчину. Максимальні значення відносного видовження відповідають вмісту в сплаві 0,51...0,65 мас. % Fe, мінімальні – 1,19 мас. % Fe, що узгоджується з літературними даними щодо негативного впливу цього елемента на пластичність силумінів.

Збільшення твердості при старінні обумовлюється процесами дисперсійного твердіння, а подальше її зменшення – знеміцненням твердого розчину, тобто на певних етапах старіння один з видів зміцнення переважає над іншим, що і визначає загальний вигляд графічних залежностей. Приріст твердості для зразків, які містять домішку заліза в високих концентраціях, відбувається уповільнено.

Збільшення границі міцності на розтяг сплаву при старінні відбувається внаслідок виділення з твердого розчину дрібнодисперсних, когерентних або частково когерентних до матриці частинок інтерметалідних фаз. Втрата когерентності на межі поділу між матрицею та інтерметалідами, а також суттєве ослаблення впливу твердорозчинного зміцнення викликають знеміцнення матеріалу при подальшому збільшенні часу витримки при старінні. Для сплавів, які містять 0,51...0,65 мас. % Fe, оптимальною при старінні є витримка протягом 7...8 год, а для сплавів, які містять 1,05...1,19 мас. % Fe – 10...11 год.

Певне збільшення пластичності силуміну АК8МЗ при старінні можна пояснити виділенням спочатку когерентних та частково когерентних частинок зміцнювальних фаз. Вищі значення відносного видовження властиві сплавам з низьким вмістом заліза ($Fe = 0,51...0,65$ мас. %), бо його підвищення ускладнює пластичний плин в матеріалі та призводить до окрихчування внаслідок існування великої кількості концентраторів напружень у вигляді залізовмісних інтерметалідів.

На кривих залежності механічних властивостей силуміну АК8МЗ від часу витримки при гартуванні та старінні спостерігається зміння оптимумів твердості, міцності та пластичності при збільшенні кількості заліза. Подані на рис. 3 залежності, які було побудовано за даними рис. 1 та рис. 2, свідчать про необхідність збільшення часу витримки при гартуванні та старінні зі збільшенням концентрації заліза в сплаві.

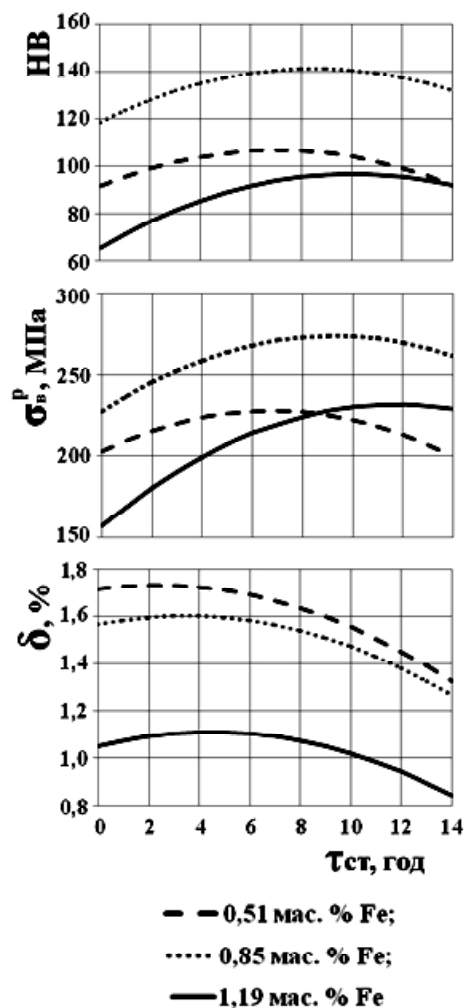


Рис. 2. Залежність механічних властивостей силуміну АК8МЗ від часу витримки при старінні ($\tau_r = 6$ год)

За ДСТУ 2839-94, стандартний режим Т6 передбачає широкий діапазон часу витримки при термічній обробці: $\tau_r = 5...7$ год та $\tau_{CT} = 5...10$ год. Відповідно до проведених досліджень, при концентрації заліза близько 0,5 мас. % найбільшу ефективність має використання верхньої межі регламентованого стандартом часу витримки при гартуванні. Зі збільшенням вмісту заліза в сплаві до 1,2 мас. % виникає потреба у збільшенні часу витримки до 8 год, що пов'язано з гальмуванням перебігу дифузійних процесів залізовмісними інтерметалідами.

Старіння відбувається при нижчих за гартування температурах, внаслідок чого залежність часу витримки при старінні від вмісту заліза у сплаві виражена яскравіше, оскільки процес оптимізації структури в цьому випадку є тривалішим. Відомо, що пластичність силумінів при старінні зменшується, тому практичний інтерес викликає лише загальний вигляд графічної залежності відносного видовження від часу витримки при старінні та концентрації домішки заліза в сплаві, а не конкретні числові значення. Відповідно до рис. 3, для

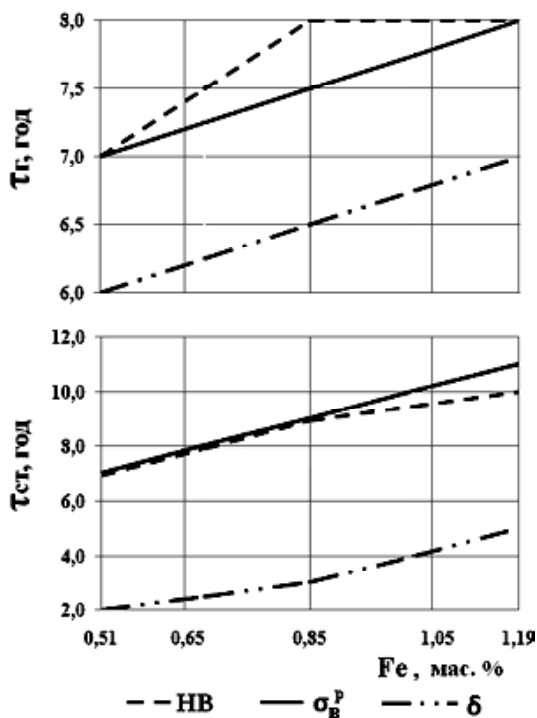


Рис. 3. Залежність часу витримки при гартуванні та старінні, який забезпечує максимальний рівень механічних властивостей, від вмісту заліза

силумінів, що містять залізо у кількості 0,5 мас. %, використання нижньої межі стандартного часу витримки при старінні є недостатньо ефективним. При такій концентрації заліза оптимальним $t = 7$ год. На кожні 0,1 мас. % Fe при його вмісті в сплаві більше 0,5 мас. % необхідно додатково передбачити 0,5 год витримки при старінні.

Висновки

Результати роботи засвідчили необхідність коригувати часові параметри режимів термічної обробки си-

лумінів, отриманих шляхом рециклінгу, залежно від вмісту найшкідливішої домішки – заліза, що пов'язано зі значною кількістю залізовмісних інтерметалідів в структурі, їх несприятливою морфологією та великими розмірами, а, відповідно, і більш тривалим часом для проходження дифузійних процесів.

Список літератури

1. Золотаревский В. С. *Металловедение литейных алюминиевых сплавов* / В. С. Золотаревский, Н. А. Белов. – М. : МИСИС, 2005. – 376 с.
2. Ali Reza Eivani. *Modeling of Microstructural Evolution During Homogenization and Simulation of Transient State Recrystallization leading to Peripheral Coarse Grain Structure in Extruded Al-4.5-Zn-1Mg Alloy* : (doctoral thesis) [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <http://discover.tudelft.nl:8888/recordview/view?recordId=aleph%3A000362070&language=en>.
3. Influence of heat treatment on the precipitation of the intermetallic phases in commercial AlMn1FeSi alloy : 11th International Scientific Conference «Achievements in Mechanical & Materials Science» [Електронний ресурс] / М. Warmuzek, G. Mrowka, J. Sieniawski. – Режим доступу: http://www.journalamme.org/papers_amme02/11127.pdf.
4. Шепелева Л. В. Модифікування порошком нітриду титану та термічна обробка багатокомпонентних доєвтектичних силумінів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів» / Л. В. Шепелева. – К., 1993. – 19 с.
5. Пат 44463 Україна, МПК (2009) C22B 1/00 C22B 9/00. Флюс для оброблення алюмінієвих сплавів / Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Островська А. Є., Скуйбіда О. Л. ; власник Запорізьк. нац. техн. ун-т. - № u200902450 ; заявл. 19. 03. 2009; опубл. 12. 10. 2009, Бюл. №19.
6. Пат 42653 Україна, МПК (2009) C22C 1/00. Модифікатор алюмінієвих сплавів / Волчок І. П., Міт'яєв О. А., Островська А. Є., Скуйбіда О. Л. ; власник Запорізьк. нац. техн. ун-т. – № u200902454; заявл. 19. 03. 2009; опубл. 10. 07. 2009, Бюл. №13.

Одержано 01.12.2015

Скуйбіда Е.Л., Волчок І.П. Усовершенствование процессов термической обработки вторичного силумина АК8МЗ

Исследовано влияние временных параметров термической обработки на механические свойства сплава АК8МЗ, полученного рециклингом лома и отходов производства. Была установлена возможность существенного улучшения качества вторичных силуминов при увеличении времени выдержки при закалке и старении согласно концентрации железа в сплаве.

Ключевые слова: силумин, механические свойства, закалка, старение.

Skuibeda E., Volchok I. Improving the processes of heat treatment of secondary silumin AK8V3

Influence of temporal parameters of heat treatment on mechanical properties of the alloy AK8M3, obtained from scrape and waste was investigated. The possibility of significant improvement of quality of secondary silumins by increasing the time of quenching and aging according to iron concentration in the alloy was revealed.

Key words: silumin, mechanical properties, quenching, aging.

РАЦІОНАЛЬНИЙ ВИБІР ПАРАМЕТРІВ ТА СХЕМ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ОТРИМАННІ ПОРОШКОВИХ ТИТАНОВИХ МАТЕРІАЛІВ РІЗНОГО ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Наведено результати досліджень, узагальнення й оптимізації параметрів термомеханічних режимів, обґрунтування вибору способу гарячого штампування пористих заготовок порошкового титану (в закритому штампі та з елементами витікання), а також аналіз впливу схеми напружено-здеформованого стану при отриманні матеріалів і виробів різного призначення з необхідним рівнем щільності, структурою та механічними властивостями, які визначаються умовами експлуатації.

Ключові слова: порошкова заготовка, щільність, нагрів, термомеханічний режим, схема деформації, локальна зона деформації, напружено-здеформований стан, структура, механічні властивості.

На сьогодні достатньо широко застосовуються матеріали та виробы на основі порошку титану ПТ5-1, який легують алюмінієм і ванадієм (стоп 2М2А) та отримують традиційним методом: холодне пресування і наступне спікання [1]. Перспективним є використання порошку гідриду титану (T_iH_2) із заданим вмістом кисню при отриманні матеріалів спеціального призначення (аналогічних 2М2А) за допомогою цього методу [2].

Отримання порошкових матеріалів з наперед заданими щільністю та механічними властивостями є одним із пріоритетних напрямків розвитку методів порошкової металургії. Тому розроблення, обґрунтування та раціональний вибір параметрів і схем гарячої деформації порошкових заготовок при виробництві матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення є важливою науково-практичною проблемою.

Метою роботи є узагальнення і оптимізація параметрів термомеханічного режиму та обґрунтування вибору раціональних схем гарячої деформації пористих заготовок із порошків титану при отриманні широкого класу матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення.

Для проведення досліджень використано електролітичні порошки титану ПТЕС-1, ПТЕК-1, відсіву титанової губки ТГ-ТВ (-0,63+0,18). Кількість домішок у цих порошках та гарячештампованих виробах не перевищує їх допустимого вмісту в деформованому або литому металі (табл. 1), що створює передумови для отримання широкого класу порошкових матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення із заданими щільністю та механічними властивостями на рівні прокату і вище.

Заготовки (циліндричної форми діаметром $28 \cdot 10^{-3}$ м із співвідношенням висоти до діаметра

Таблиця 1 – Хімічний склад порошків, гарячештампованих виробів* та литого титану

Матеріал	Масова частка домішок, %			
	Fe	N	O	H
ПТЕС-1	0,02	0,010	0,05	0,004
ПТЕК-1	0,04	0,010	0,05	0,003
ТГ-ТВ	0,55	0,110	0,35	0,030
Порошкові вироби:				
ПТЕС-1	0,02	0,035	0,11	0,004
ПТЕК-1	0,04	0,030	0,13	0,003
ТГ-ТВ	0,55	0,160	0,44	0,030
Литий титан [3]:				
деформований стоп				
ВТ1-0	0,30	0,040	0,20	0,010
ливарний стоп				
ВТ1-0	0,30	0,050	0,20	0,015

* температура штампування 900–950 °С, відпал 800 °С, 3 години, вакуум

$H/D = 1,0$) для проведення досліджень виготовляли холодним двостороннім пресуванням. На робочу поверхню матриць та пуансонів прес-форм для холодного пресування і штампів для гарячої деформації наносили мастило – суспензію дисульфіду молібдену (MoS_2) з індустріальним маслом у співвідношенні 2:1 та колоїдно-графітовий препарат В-О. Щільність заготовок після холодного пресування, спікання та гарячої деформації визначали гідростатичним зважуванням відповідно до вимог ДОСТ 25281-82.

Значення тиску холодного пресування для отримання порошкових заготовок відносної щільності $\theta_0 = 70 - 90\%$ знаходяться в широкому діапазоні (табл. 2). Значне збільшення тиску для ТГ-ТВ пояснюється більш низькою пресовуваністю у зв'язку з підвищеною твердістю частинок цього порошку.

Таблиця 2 – Значення тиску холодного пресування p , МПа

Матеріал	Відносна щільність заготовок θ_0 , %		
	70	80	90
ПТЕС-1	100	280	640
ПТЕК-1	120	320	730
ТГ-ТВ	280	600	1200

Спікання заготовок при температурі 1100–1200 °С протягом 1–3 години проводили в печі СНВ-1.3/1611 при вакуумі $(2,6 - 2,9) \cdot 10^{-2}$ Па. Спікання сприяє значному зміцненню контактів між частинками порошку, деякому підвищенню щільності заготовок (табл. 3). При наведених режимах спікання характерно зменшення приросту ущільнення для заготовок меншої пористості без суттєвої зміни розмірів.

Таблиця 3 – Щільність заготовок після спікання* $\theta_{сп}$

Матеріал	Відносна щільність заготовок θ_0 , %		
	70	80	90
ПТЕС-1	72,8	81,4	90,8
ПТЕК-1	72,6	81,3	90,7
ТГ-ТВ	73,9	82,9	92,2

* температура спікання 1200 °С, витримка 2 години, вакуум

Таблиця 4 – Тривалість нагріву порошкових заготовок* у середовищі аргону τ_H , хв

Температура нагріву t_H , °С	Відносна щільність заготовок θ_0 , %					
	70	75	80	85	90	100
900	45,5(41,5)	41,3(38,0)	37,0(34,5)	34,5(33,0)	32,0(30,5)	28,5
	49,0(45,0)	45,0(42,0)	41,0(38,5)	39,0(37,0)	36,5(35,0)	33,5
950	41,0(37,5)	39,0(36,0)	36,5(34,5)	35,0(34,0)	34,0(33,0)	32,5
	45,5(42,0)	43,5(41,0)	41,5(39,5)	40,5(39,0)	39,5(38,5)	38,5

*чисельник – ПТЕС-1, ПТЕК-1; знаменник – ТГ-ТВ; температура спікання 1200 °С, витримка 2 години, вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па; значення у дужках – неспечена заготовка.

У технології гарячої деформації порошкових заготовок знаходження ефективних засобів захисту від газонасичення та окислення металів у процесі нагріву є одним із важливих завдань при формуванні щільності, структури та властивостей матеріалів. Тривалість нагріву порошкових заготовок до потрібної температури визначали термодатчиками, як час вирівнювання температури на поверхні та усередині заготовки (табл. 4). Відносна щільність металу $\theta = 100\%$ отримували електровакуумним переплавленням відповідного порошку.

Тривалість нагріву збільшується для менш щільних заготовок, що пояснюється зменшенням теплопровідності металу зі зростанням пористості та при підвищенні потрібної температури нагріву t_H . Зменшення тривалості нагріву до більш високих t_H для заготовок низької щільності ($\theta_0 \leq 80\%$) обумовлене саморозігрівом металу в результаті зниження ефективності аргонного захисту та інтенсивного газонасичення. Деяке збільшення тривалості нагріву заготовок ТГ-ТВ пояснюється зменшенням теплопровідності внаслідок великої кількості домішок у вихідній сировині (табл. 1).

Газонасичення та окислення при нагріві менш щільних заготовок значно зростає, тому що збільшується їх активна поверхня і, відповідно, загальна кількість газів, які поглинаються металом. Заготовки з відносною щільністю $\theta_0 \leq 75\%$ можливо нагрівати без захисного середовища (на повітрі) тільки до температури 800 °С. При більших значеннях температури газонасичення відбувається так інтенсивно, що надмірне тепло, утворене при ендотермічній реакції окислення, не встигає відводитися зі зразка, відбувається його розігрів та займання. Значення граничних температур $t_{ер}$, вище яких неможливо вести нагрів порошкових заготовок (ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТГ-ТВ) різної щільності без самозаймання, наведено в табл. 5.

Окислення порошкового титану в процесі нагріву, спікання, гарячої деформації та відпалу оцінювали визначенням глибини газонасиченого шару при вимірюванні мікротвердості від поверхні до центру заготовки. Нагрів порошкових титанових заготовок у середовищі аргону, порівняно з нагрівом на повітрі, збільшення щільності металу, а також зменшення температури та

тривалості витримки дозволяє значно зменшити мікротвердість та глибину газонасиченого шару. При цьому мікротвердість для менш щільних заготовок підвищується не тільки на поверхні, але й у центральних шарах металу (табл. 6). Мікротвердість, найбільша для поверхневого шару заготовки, різко зменшується у глибину і для центральних шарів металу має постійне значення. Використання неспечених порошкових заготовок, порівняно зі спеченими, приводить до підвищення мікротвердості H_{μ} на 18–45 %, відповідно для внутрішніх та поверхневих шарів металу.

Глибина газонасиченого шару інтенсивно зростає при зменшенні щільності заготовок, підвищенні температури та тривалості витримки при нагріві (табл. 7).

Газонасиченість по об'єму заготовки, насамперед, залежить від газонасиченості та глибини поверхневого шару, значно зменшується при їх зниженні. Глибину цього шару слід урахувувати при розробленні схеми

подальшої гарячої деформації виробів таким чином, щоб найбільш окислений шар металу більшою мірою, знаходився у припуску на механічну обробку.

Використання аргону як захисного середовища не дозволяє повністю виключити газонасичення при нагріві. Ефективність аргонного захисту забезпечується лише в тому випадку, коли заготовка нагрівається в закритому муфелі при надлишковому тиску газу (~ 0,2 атм) без натікання повітря. В іншому випадку відбувається окислення металу [4].

Інтенсивність ущільнення порошкового металу та тиск гарячої деформації при штампуванні суттєво залежать від вихідної щільності заготовки, температури, швидкості та ступеня деформації на першій та подальших стадіях процесу, наявності змащування. Збільшення ступеня деформації на першій стадії штампування (вільна осадка заготовки у порожнині матриці) позитивно впливає на ущільнення та механічні властивості

Таблиця 5 – Граничні температури самозаймання порошкових заготовок t_{zp} , °C

Відносна щільність заготовок θ_0 , %	70	75	80	85	90
t_{zp} , °C	750	850	920	980	1040

Таблиця 6 – Значення мікротвердості H_{μ} , МПа та глибини газонасиченого шару $h \cdot 10^{-3}$, м при нагріві спеченого порошкового титану* протягом 30 хв

Температура нагріву t_H , °C та показники окислення		Відносна щільність заготовки θ_0 , %				
		70	75	80	85	90
800	H_{μ}	$\frac{5800}{6450}$ (3000)	$\frac{5260}{5910}$ (2600)	$\frac{4750}{5400}$ (2250)	$\frac{4470}{5080}$ (1950)	$\frac{4200}{4800}$ (1750)
	h	0,86	$\frac{0,54}{0,69}$	$\frac{0,26}{0,40}$	$\frac{0,20}{0,28}$	$\frac{0,16}{0,19}$
850	H_{μ}	$\frac{5380}{7120}$ (3000)	$\frac{5880}{6590}$ (2600)	$\frac{5390}{6060}$ (2250)	$\frac{5080}{5740}$ (1950)	$\frac{4850}{5440}$ (1750)
	h	0,97	$\frac{0,66}{0,89}$	$\frac{0,29}{0,50}$	$\frac{0,29}{0,50}$	$\frac{0,21}{0,41}$
900	H_{μ}	$\frac{7000}{7890}$ (3000)	$\frac{6520}{7210}$ (2600)	$\frac{6000}{6700}$ (2250)	$\frac{0,51}{0,80}$	$\frac{5500}{6150}$ (1750)
	h	1,10	$\frac{0,80}{1,12}$	$\frac{0,51}{0,80}$	$\frac{0,40}{0,68}$	$\frac{0,27}{0,60}$
950	H_{μ}	$\frac{6880}{7600}$ (2)	$\frac{7330}{8100}$ (2600)	$\frac{6880}{7600}$ (2250)	$\frac{6600}{7330}$ (1950)	$\frac{6380}{7080}$ (1750)
	h	1,32	$\frac{1,01}{1,34}$	$\frac{0,72}{1,00}$	$\frac{0,60}{0,89}$	$\frac{0,57}{0,78}$
1000	H_{μ}	$\frac{8900}{9590}$ (3000)	$\frac{8250}{9000}$ (2600)	$\frac{7460}{8130}$ (1950)	$\frac{7460}{8130}$ (1950)	$\frac{7250}{7860}$ (1750)
	h	1,54	$\frac{1,24}{1,58}$	$\frac{0,92}{1,24}$	$\frac{0,80}{1,12}$	$\frac{0,67}{1,02}$

*температура спікання 1200 °C, витримка 2 години, вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па; середовище нагріву: чисельник – аргон; знаменник – повітря; значення в дужках – центральний шар заготовки.

порошкового металу. Однак деформація не повинна перевищувати технологічної пластичності, що призводить до утворення тріщин на поверхні заготовок [5].

На значення допустимої відносної деформації, яка визначає технологічну пластичність, впливають: вихідна щільність та стан заготовки (спечена, неспечена), вид матеріалу, температура та швидкість деформації (табл. 8).

Використання більш щільних заготовок та застосування операції спікання значно збільшують технологічну пластичність. При підвищенні швидкості деформації в інтервалі $V = 5 - 15 \text{ c}^{-1}$ (преса К8130, КА2330, К7542) значення допустимої деформації зменшується порівняно незначною мірою. Відносно зменшення пластичності для наведених швидкостей $(\Delta \epsilon_0 = [(\epsilon_{05} - \epsilon_{015}) / \epsilon_{05}] \cdot 100\%)$ становить 2 та 11%, відповідно для заготовок ПТЕС-1, ПТЕК-1 та ТГ-ТВ. Наявність домішок та пор усередині частинок ТГ-ТВ знижує пластичність такого матеріалу порівняно із ПТЕС-1, ПТЕК-1, для яких цей показник практично однаковий. Використання мастила дозволяє підвищити значення допустимої деформації на 6–8 %. Інтервал температур 900–950 °C є оптимальним, забезпечує максимальну пластичність заготовок різної щільності. При цьому допустимий ступінь деформації ϵ_0 становить: для спечених заготовок 35–52 % (ПТЕС-1, ПТЕК-1), 25–45% (ТГ-ТВ); для неспечених заготовок 13–20% та 8–15% відповідно. Нижче значення для заготовок з відносною щільністю 70 %, верхнє – 90 % при швидкості деформації 10 c^{-1} .

Для аналізу впливу гарячої деформації на ущільнення, формування структури та механічні властивості порошкового металу використовували метод координатних сіток, які наносили на меридіональний переріз заготовок. Компоненти тензору деформації T_{ϵ} та інтенсивність деформацій зсуву Γ_i для кожної пігулки сітки визначали відповідно до методики [6]:

$$\Gamma_i = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{(\epsilon_z - \epsilon_r)^2 + (\epsilon_r - \epsilon_{\theta})^2 + (\epsilon_{\theta} - \epsilon_z)^2 + \frac{3}{2} \gamma_{rz}^2}$$

У зазначеному інтервалі температур (900–950 °C) рівень щільності у об'ємі порошкової заготовки визначається Γ_i , яка для цих металів є величиною постійною і залежить від вихідної щільності заготовки, схеми та ступеня деформації (табл. 9). Як показник деформації при

закритому штампуванні з елементами витікання використовували коефіцієнт витікання $k_{\text{вум}}$ [5].

При наближенні форми і розмірів заготовки до форми і розмірів гравюри штампа ступінь деформації ϵ_0 на першій стадії штампування значно менший від технологічної пластичності вихідного матеріалу, що призводить до зменшення Γ_i та заважає досягненню високої щільності виробів. Вплив деформації (ϵ_0 та $k_{\text{вум}}$) на ущільнення металу та тиск, відповідно, при гарячому закритому штампуванні та з елементами витікання для різної вихідної щільності заготовок наведено в табл. 10. Збільшення деформації призводить до зростання Γ_i та щільності металу. Максимальні значення Γ_i та щільності матеріалу виробів при закритому штампуванні досягаються при умові, якщо деформація заготовок на першій стадії відповідає рівню технологічної пластичності (табл. 8). У процесі закритого гарячого штампування в інтервалі температур 900–950 °C щільність виробів, відповідно, становить 98–98,5 % при мінімальному тиску деформації 800–700 МПа, де нижчі значення відповідають заготовкам меншої вихідної щільності.

При штампуванні з елементами витікання зростання Γ_i та щільності металу забезпечується створенням додаткових локальних зон деформації на кінцевій стадії процесу в застійних зонах виробів, де сконцентрована залишкова пористість [8]. Форму та розміри додаткових локальних зон деформації, залежно від коефіцієнта витікання $k_{\text{вум}}$, визначено аналізом викривлення координатної сітки при різних схемах деформації та аналітичним розрахунком [9]. Тиск деформації підвищується при збільшенні $k_{\text{вум}}$, однак для досягнення щільності виробів $\theta \geq 98 \%$ тиск значно менший, ніж при закритому штампуванні. Це обумовлено збільшенням Γ_i при зміні схеми напружено-здеформованого стану від всебічного рівномірного стискання в умовах закритого штампування до всебічного нерівномірного при штампуванні з елементами витікання, що забезпечує отримання практично безпористих виробів ($\theta = 99,8 - 100 \%$) при $k_{\text{вум}} \geq 9$ та тиску гарячої деформації $p = 650 - 560 \text{ МПа}$.

Зменшення швидкості деформації від 15 до 5 c^{-1} в інтервалі температур 900–950 °C призводить до знижен-

Таблиця 8 – Значення допустимого ступеня деформації ϵ_0 * залежно від відносної щільності заготовок

Матеріал	$\epsilon_0, \%$				
	$\theta_0, \%$				
	70	75	80	85	90
ПТЕС-1, ПТЕК-1	35/13	41/15	45/17	48/19	52/20
ТГ-ТВ	25/8	32/11	37/13	42/14	45/15

* чисельник – спечена заготовка; знаменник – неспечена; температура спікання 1200 °C, витримка 2 години, вакуум $2,66 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$; температура деформації $T = 900 - 950 \text{ } ^\circ \text{C}$; швидкість деформації $V = 10 \text{ c}^{-1}$.

Таблиця 9 – Значення інтенсивності деформацій зсуву, що забезпечує отримання беспористого металу

Щільність заготовок θ_0 , %	70	75	80	85	90
$\Gamma_i(\theta_0)$	2,93	2,82	2,71	2,59	2,47

ня тиску при закритому штампуванні на 90–70 МПа, при штампуванні з елементами витікання – на 80–65 МПа. Однак при надто малій швидкості заготовки значно охолоджуються, що викликає необхідність підвищення температури нагріву або провадження процесу в ізотермічному режимі. Застосування аргону як середовища нагріву при указаних температурах дозволяє створити достатньо ефективний захист порошкового титану від окислення та газонасичення. Так, при нагріві порошкових заготовок відносної щільності $\theta_0 = 90; 80; 70$ % до 900 °С в аргоні мікротвердість на поверхні дорівнює 5500; 6000; 7000 МПа, в центральних шарах – 1750; 2250; 3000 МПа, глибина газонасиченого шару становить 0,27; 0,51; 1,10 мм.

Мікротвердість на поверхні заготовки відносної щільності $\theta_0 = 80$ % при нагріві до температур 800; 900; 1000 °С в середовищі аргону збільшується відповідно до 4750; 6000; 7700 МПа, на повітрі – до 5400; 6700; 8500 МПа при мікротвердості центральних шарів металу 2250 МПа; глибина газонасиченого шару при нагріві в аргоні, відповідно, дорівнює 0,26; 0,51; 0,92 мм, на повітрі – 0,40; 0,80; 1,24 мм. Скорочення від 60 до 10 хвилин вит-

римки при температурі 900 °С в середовищі аргону заготовок відносної щільності 90; 80; 70 % дозволяє зменшити глибину газонасиченого шару з 0,40; 0,73; 1,27 мм до 0,12; 0,30; 0,76 мм.

Позитивний вплив на процес гарячої деформації порошкових заготовок чинить технологічне змащування. Нанесення суспензії дисульфиду молібдену з індустріальним мастилом (2:1) або колоїдно-графітового препарату В-О на робочу поверхню оснастки дозволяє зменшити, порівняно з умовами сухого тертя, тиск деформації на 85–60 МПа (закрите штампування) та 65–50 МПа (штампування з елементами витікання) при температурах 900 та 950 °С відповідно. При подальшому збільшенні температури ефективність використання мастила знижується.

Тиск гарячої деформації при штампуванні визначає щільність порошкових виробів, стійкість та роботоздатність оснастки, енерговитрати та номінальне зусилля ковальсько-пресового обладнання. Штампування з елементами витікання, порівняно із закритим штампуванням, потребує деякого збільшення затрат роботи деформації, однак протікає при менших значеннях тиску та зусилля (табл. 11).

Таблиця 10 – Залежність ущільнення матеріалу θ та тиску p при гарячому штампуванні заготовок ПТЕС-1, ПТЕК-1 різної відносної щільності θ_0 від деформації*

$\frac{\theta, \%}{p, \text{МПа}}$		$\epsilon_0, \% \text{ при закритому штампуванні}$				
		10	20	30	35	40
$\theta_0, \%$	70	$\frac{97,1}{860(810)}$	$\frac{97,6}{830(780)}$	$\frac{97,9}{805(770)}$	$\frac{98,0}{800(760)}$	$\frac{97,9}{805(770)}$
	80	$\frac{97,5}{845(790)}$	$\frac{97,9}{815(765)}$	$\frac{98,0}{795(745)}$	$\frac{98,1}{785(735)}$	$\frac{98,2}{780(730)}$
	90	$\frac{97,8}{830(770)}$	$\frac{98,1}{800(740)}$	$\frac{98,2}{780(725)}$	$\frac{98,3}{765(715)}$	$\frac{98,4}{760(710)}$
$\frac{\theta, \%}{p, \text{МПа}}$		$\epsilon_0, \% \text{ при закритому штампуванні}$				
		45	50	55	60	
$\theta_0, \%$	70	$\frac{97,7}{810(780-)}$				
	80	$\frac{98,3}{775(730)}$	$\frac{98,2}{780(735)}$	$\frac{98,0}{790(740)}$		
	90	$\frac{98,4}{755(705)}$	$\frac{98,5}{750(700)}$	$\frac{98,4}{755(710)}$	$\frac{98,2}{765(720)}$	
$\theta_0, \%$	70–90	$k_{\text{вум}} \text{ при штампуванні з елементами витікання}$				
		7	8	9	10	
		$\frac{98,8}{620-565(580-525)}$	$\frac{99,5}{635-585(610-545)}$	$\frac{99,8-100}{650-600(625-560)}$	$\frac{99,8-100}{670-615(635-575)}$	

* чисельник – відносна щільність матеріалу; знаменник – тиск штампування при температурі 900° С та 950° С (значення у дужках).

Таблиця 11 – Енергосиловий режим гарячої деформації при штампуванні*

Відносна щільність заготовки $\theta_0, \%$	Тиск $P, \text{МПа}$	Зусилля $P, \text{кН}$	Робота $A, \text{кН} \cdot \text{м}$
70	$\frac{800}{655}$	$\frac{492}{403}$	$\frac{1,184}{1,353}$
	$\frac{770}{625}$	$\frac{474}{385}$	$\frac{1,194}{1,394}$
90	$\frac{750}{600}$	$\frac{462}{369}$	$\frac{1,210}{1,427}$

* чисельник – закрите штампування; знаменник – штампування з елементами витікання.

Зусилля штампування зростає, а робота деформації зменшується при штампуванні менш щільних заготовок. Це пояснюється тим, що з ростом щільності заготовок збільшується їх допустимий ступінь деформації на першій стадії процесу та, відповідно, робочий хід повзуна пресу [10].

Формування структури порошкового матеріалу в процесі гарячої деформації визначає рівень механічних властивостей виробів. Залежно від схеми напружено-здеформованого стану та середнього за об'ємом порошкової заготовки значення інтенсивності деформації зсуву Γ_i , при інших рівних умовах, порошковий метал однакової кінцевої щільності (табл. 9) має різний характер викривлення координатної сітки, нанесеної на меридіональний переріз заготовки, та структуру. Збільшення викривлення пігулки сітки, залежно від параметрів деформації, обумовлене зміною компоненти тензора деформацій T_ε – деформації зсуву γ_{rz} , що суттєво впливає на формування структури (табл. 12).

При деформації заготовок, наближених за формою до порожнини матриці (максимально реалізується схема напружено-здеформованого стану – всебічне рівномірне стискання), визначений рівень Γ_i і відповідної щільності порошкових матеріалів досягається з малими значеннями γ_{rz} , яка зростає при підвищенні ε_0 в процесі закритого штампування та k_{sum} при штампуванні з елементами витікання. Структура матеріалу деформована нерівномірно. Поруч з деформованою, щільною, дрібнозернистою структурою в центральних шарах заготовки, характерна наявність окремих пор та рівновісних крупних зерен у приконтактних зонах затрудненої деформації. Злам зразків переважно міжзеренний, наявні окремі ділянки в'язкого руйнування. На границях зерен скупчення оксидних плівок. Після відпаду частина цих плівок лишається включеннями, частина заміщується порами.

Інтенсивне зростання γ_{rz} при штампуванні з елементами витікання (всебічне нерівномірне стискання) сприяє зменшенню кількості ділянок крихкого міжзеренного зламу у зразках, рівномірному розподілу ок-

сидних плівок по об'єму металу зі збільшенням кількості зон їх розриву та підсиленню дифузії в процесі деформації [11]. При відпаді злам в'язкий усередині зерен; тонкі плівки розчиняються по об'єму металу без порушення його суцільності. Структура металу щільна, деформована, практично однорідна та дрібнозерниста. Наявність окремих дрібних пор характерна для застійних об'ємів затрудненої деформації, де не створено додаткових локальних зон деформації.

Вплив напружено-здеформованого стану, схеми та параметрів термомеханічних режимів, вихідної щільності порошкових заготовок на формування механічних властивостей матеріалу після гарячої деформації та наступного відпаду визначали за результатами випробувань зразків однакового хімічного складу (табл. 13). Показники міцності та пластичності матеріалів, отримані при закритому штампуванні, збільшуються зі зростанням ступеня деформації. Найбільш високі показники досягаються при максимально допустимій деформації на рівні технологічної пластичності, перевищення якої призводить до зниження їх рівня. Штампування з елементами витікання забезпечує отримання матеріалів з більш високими показниками пластичності. При цьому характеристики міцності знаходяться практично на однаковому рівні.

Температура гарячої деформації 900–950 °С несуттєво впливає на механічні властивості матеріалів. Показники пластичності в цьому інтервалі температур мають максимальний рівень. Збільшення температури викликає зменшення пластичних характеристик та зростання границі міцності порошкового титану, що обумовлено підвищеним газонасиченням заготовок та виробів.

Суттєво впливає на механічні властивості матеріалів тип вихідного порошку. Границя міцності виробів із ПТЕС-1, ПТЕК-1 нижче, а показники пластичності вищі, ніж у виробів отриманих із висівок губчастого титану ТГ-ТВ. Це обумовлено підвищеним вмістом домішок у вихідному порошку та výroбах ТГ-ТВ (табл. 1).

Залежно від напружено-здеформованого стану при різних схемах гарячої деформації, рівень пластичних властивостей δ, ψ та ударної в'язкості KCU змінюється в широкому діапазоні (для ПТЕС-1, ПТЕК-1:

Таблиця 12 – Зв'язок параметрів гарячої деформації ($\epsilon_0, k_{вум}$) порошкового титану вихідної відносної щільності

θ_0 з показниками деформованого стану Γ_i та γ_{rz} *

		$\frac{\epsilon_0, \%}{k_{вум}}$	$\frac{10}{7}$	$\frac{20}{7}$	$\frac{30}{8}$	$\frac{35}{8}$	$\frac{40}{9}$	$\frac{45}{9}$	$\frac{50}{10}$	$\frac{52}{10}$	
Γ_i	$\theta_0, \%$	70	$\frac{1,20}{2,89}$	$\frac{2,00}{2,89}$	$\frac{2,58}{2,92}$	$\frac{2,82}{2,92}$	$\frac{2,94}{2,94}$		$\frac{2,95}{2,95}$		
		80	$\frac{0,95}{2,64}$	$\frac{1,60}{2,64}$	$\frac{1,98}{2,66}$	$\frac{2,24}{2,66}$	$\frac{2,40}{2,68}$	$\frac{2,53}{2,68}$		$\frac{2,69}{2,69}$	
		90	$\frac{0,75}{2,18}$	$\frac{1,10}{2,18}$	$\frac{1,40}{2,21}$	$\frac{1,53}{2,21}$	$\frac{1,65}{2,22}$	$\frac{1,75}{2,23}$	$\frac{1,75}{2,23}$	$\frac{1,80}{2,23}$	$\frac{1,80}{2,23}$
γ_{rz}	$\theta_0, \%$	70	$\frac{0,21}{0,64}$	$\frac{0,39}{0,64}$	$\frac{0,50}{0,74}$	$\frac{0,55}{0,74}$	$\frac{0,79}{0,79}$		$\frac{0,83}{0,83}$		
		80	$\frac{0,23}{0,72}$	$\frac{0,43}{0,72}$	$\frac{0,55}{0,83}$	$\frac{0,62}{0,90}$	$\frac{0,62}{0,90}$	$\frac{0,65}{0,90}$		$\frac{0,95}{0,95}$	
		90	$\frac{0,25}{0,78}$	$\frac{0,67}{1}$	$\frac{0,60}{0,92}$	$\frac{0,64}{0,92}$	$\frac{0,71}{1,06}$	$\frac{0,69}{1,06}$	$\frac{0,71}{1,06}$	$\frac{0,72}{1,06}$	$\frac{0,72}{1,06}$

*чисельник – закриті штампування (ϵ_0); знаменник – штампування з елементами витікання ($k_{вум}$).

$\delta = 18 - 35\%$; $\psi = 27 - 47\%$;

$KCU = 380 - 1330$ кДж/м²). Всебічне нерівномірне стискання (штампування з елементами витікання – $\delta = 32 - 35\%$; $\psi = 42 - 47\%$;

$KCU = 1200 - 1330$ кДж/м²) або сполучення всебічного рівномірного з наступним нерівномірним стисканням (закриті штампування з максимально допустимою деформацією на рівні технологічної пластичності та з елементами витікання – $\delta = 30 - 35\%$;

$\psi = 42 - 46\%$; $KCU = 950 - 1100$ кДж/м²), порівняно з рівномірним (закриті штампування неспеченої та спеченої заготовки, відповідно – $\delta = 22 - 27, 28 - 32\%$; $\psi = 33 - 39, 40 - 45\%$;

$KCU = 530 - 690, 750 - 850$ кДж/м²), забезпечує отримання більш високого рівня пластичних властивостей порошкового титану при міцності $\sigma_B = 300 - 440$ МПа.

На основі проведених досліджень розроблена технологія отримання широкого класу порошкових титанових матеріалів та виробів різного експлуатаційного призначення при гарячій деформації заготовок ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТГ-ТВ. Враховано вплив напружено-деформованого стану, оптимальних параметрів термомеханічних режимів та різних факторів процесу, при визначених схемах штампування, на ущільнення порошко-

вого металу, формування його структури та механічних властивостей. Технологічні параметри гарячої деформації обмежені границями, що забезпечують отримання титанових матеріалів з найкращим комплексом щільності, властивостей міцності і пластичності, ударної в'язкості на рівні та вищі, ніж у литого здеформованого металу аналогічного хімічного складу, залежно від застосованої схеми гарячої деформації (табл. 14).

Умови експлуатації порошкових виробів потребують забезпечення визначеного рівня щільності та механічних властивостей матеріалу, які залежать від вихідної сировини, від особливостей отримання при різних схемах та параметрах гарячої деформації (табл. 15).

При закритому гарячому штампуванні схема напружено-деформованого стану, на заключній стадії процесу, максимально наближається до всебічного рівномірного стискання. Це дозволяє при використанні порошкових заготовок ТГ-ТВ отримувати конструкційні матеріали та вироби, які, при конкретних умовах експлуатації, задовільняють вимогам високого рівня міцності при умові, що рівень пластичних властивостей не є визначальним. Застосування ПТЕС-1, ПТЕК-1 забезпечує, при високій міцності, підвищення рівня пластичних властивостей матеріалу. Однак для цієї схеми штампування характерна наявність зон затрудненої деформації та залишкової пористості. Ці зони необхідно обов'язково враховувати в процесі проектування та конструювання виробів і технологічного оснащення, щоб ділянки, які формуються в них, не були важконавантаженими загрозованими перерізами виробів.

Таблиця 13 – Вплив параметрів деформації ($\varepsilon_0, k_{\text{еум}}$) на механічні властивості спеченого порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТГ-ТВ відносної вихідної щільності θ_0 *

$\frac{\varepsilon_0, \%}{k_{\text{еум}}}$			$\frac{10}{7}$	$\frac{20}{7}$	$\frac{30}{8}$	$\frac{35}{8}$
σ_B , МПа	θ_0 , %	70	$\frac{385(430)}{375(425)}$	$\frac{365(400)}{375(400)}$	$\frac{385(430)}{375(425)}$	$\frac{400}{375(425)}$
		80	$\frac{335(290)}{375(400)}$	$\frac{370(385)}{375(400)}$	$\frac{395(445)}{395(440)}$	$\frac{405(460)}{395(440)}$
		90	$\frac{345(300)}{395(430)}$	$\frac{380(365)}{395(430)}$	$\frac{405(415)}{425(455)}$	$\frac{410(430)}{425(455)}$
δ ,%	θ_0 , %	70	$\frac{19(7)}{27(12)}$	$\frac{23(10)}{27(12)}$	$\frac{26(13)}{30(14)}$	$\frac{28}{30(14)}$
		80	$\frac{23(9)}{29(13)}$	$\frac{26(12)}{29(13)}$	$\frac{27(15)}{32(15)}$	$\frac{28(16)}{32(15)}$
		90	$\frac{25(11)}{30(14)}$	$\frac{27(13)}{30(14)}$	$\frac{28(15)}{33(16)}$	$\frac{29(17)}{33(16)}$
ψ ,%	θ_0 , %	70	$\frac{29(15)}{38(31)}$	$\frac{35(23)}{38(31)}$	$\frac{38(24)}{40(35)}$	$\frac{40}{40(35)}$
		80	$\frac{34(20)}{40(33)}$	$\frac{37(23)}{40(33)}$	$\frac{39(25)}{43(37)}$	$\frac{41(26)}{43(37)}$
		90	$\frac{37(23)}{41(34)}$	$\frac{40(24)}{41(34)}$	$\frac{42(25)}{44(37)}$	$\frac{43(26)}{44(37)}$
KCU , кДж/м ²	θ_0 , %	70	$\frac{480(70)}{1000(260)}$	$\frac{590(190)}{1000(260)}$	$\frac{710(185)}{1125(320)}$	$\frac{750}{1125(320)}$
		80	$\frac{520(100)}{1060(280)}$	$\frac{640(170)}{1060(280)}$	$\frac{755(220)}{1185(355)}$	$\frac{790(230)}{1185(355)}$
		90	$\frac{570(150)}{1110(315)}$	$\frac{700(200)}{1110(315)}$	$\frac{790(230)}{1230(390)}$	$\frac{815(240)}{1230(390)}$
$\frac{\varepsilon_0, \%}{k_{\text{еум}}}$			$\frac{40}{9}$	$\frac{45}{9}$	$\frac{50}{10}$	$\frac{52}{10}$
σ_B , МПа	θ_0 , %	70	$\frac{395}{400(465)}$		$\frac{430(470)}{400(465)}$	
		80	$\frac{415(455)}{425(475)}$	$\frac{420}{425(475)}$	$\frac{415}{440(480)}$	
		90	$\frac{415(455)}{440(480)}$	$\frac{418(465)}{440(480)}$	$\frac{420(460)}{445(485)}$	$\frac{420}{445(485)}$
δ ,%	θ_0 , %	70	$\frac{27}{32(15)}$		$\frac{32(16)}{32(16)}$	
		80	$\frac{29(15)}{33(16)}$	$\frac{29}{33(16)}$	$\frac{28}{33(17)}$	
		90	$\frac{30(18)}{34(17)}$	$\frac{31(18)}{34(17)}$	$\frac{32(17)}{34(18)}$	$\frac{32}{34(18)}$

$\psi, \%$	$\theta_0, \%$	70	$\frac{39}{41(38)}$		$\frac{42(39)}{44(40)}$	
		80	$\frac{42(25)}{44(39)}$	<u>43</u>	$\frac{42}{44(40)}$	
		90	$\frac{44(27)}{45(39)}$	<u>44(28)</u>	$\frac{45(27)}{45(40)}$	<u>45</u>
$KCU, \text{кДж/м}^2$	$\theta_0, \%$	70	$\frac{740}{1240(370)}$		$\frac{1260(460)}{1300(435)}$	
		80	$\frac{800(225)}{1280(410)}$	<u>800</u>	$\frac{790}{1300(435)}$	
		90	$\frac{840(245)}{1320(440)}$	<u>845(250)</u>	$\frac{850(245)}{1330(395)}$	<u>850</u>

*температура спікання 1200 °С, витримка 2 години, вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па; температура деформації 900–950 °С; відпал 800 °С, 3 години, вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па; чисельник – закриті штампування (ϵ_0); знаменник – штампування з елементами витікання ($k_{\text{вит}}$); ТГ-ТВ – значення у дужках.

Таблиця 14 – Оптимальні технологічні параметри гарячої деформації заготовок порошкового титану та механічні властивості матеріалу

Параметри деформації		Схема деформації	
		Закрите штампування	Штампування з елементами витікання
Відносна щільність заготовки $\theta_0, \%$		70–90	
Температура, °С	Спікання	1200	
	Нагріву	900–950	
	Відпалу	800	
Середовище	Спікання	Вакуум $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па	
	Відпалу		
	Нагріву		
Тривалість спікання, відпалу, год.		2-3	
Технологічне змащування		M_0S_2 з індустріальним мастилом (2:1), колоїдно-графітовий препарат В-О	
Ступінь деформації $\epsilon_0, \%$ *		$\frac{35-52(13-20)}{25-45(8-15)}$	Коефіцієнт витікання $k_{\text{вит}} \geq 9$
Тиск деформації $p, \text{МПа}$		700–800	560–650
Інтенсивність деформацій зсуву Γ_i		2,84–1,82	$\geq (2,94-2,22)$
Деформація зсуву γ_{rz}		0,55–0,72	$\geq (0,79-1,01)$
Відносна щільність матеріалу виробів $\theta, \%$		98,0–98,5	99,8–100
Механічні властивості матеріалу виробів**	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\frac{400-420}{430-460} (400-550)$	$\frac{400-430}{460-500}$
	$\delta, \%$	$\frac{28-32}{14-17} (17-20)$	$\frac{32-35}{16-19}$
	$\psi, \%$	$\frac{40-45}{26-29} (32-50)$	$\frac{42-47}{38-41}$
	$KCU, \text{кДж/м}^2$	$\frac{750-850}{180-250} (500-1000)$	$\frac{1200-1300}{370-470}$

* чисельник – ПТЕС-1, ПТЕК-1; знаменник – ТГ-ТВ; значення у дужках – неспечені заготовки; ** значення у дужках – литий здеформований відпалений титан ВТ1-0 [3]

Таблиця 15 – Характеристика порошкових титанових матеріалів за схемою деформації при виробництві, рівнем щільності та механічних властивостей*

Схема гарячої деформації		Рівень щільності та механічних властивостей				
		$\theta, \%$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	$KCU, \text{кДж/м}^2$
I Закрите штампування з мінімальною деформацією на першій стадії		97,0–97,5	$\frac{300-330}{270-300}$	$\frac{18-23}{8-12}$	$\frac{27-33}{18-22}$	$\frac{380-490}{80-150}$
Закрите штампування з максимальною деформацією на першій стадії	II Неспечені заготовки	97,5–98,5	$\frac{340-370}{290-330}$	$\frac{22-27}{10-15}$	$\frac{32-39}{20-24}$	$\frac{530-690}{100-170}$
	III Спечені заготовки	98,0–98,5	$\frac{400-420}{430-460}$	$\frac{28-32}{14-17}$	$\frac{40-45}{25-28}$	$\frac{750-850}{180-250}$
IV Штампування з елементами витікання неспечених заготовок		99,5–100	$\frac{400-430}{440-470}$	$\frac{28-33}{14-17}$	$\frac{41-45}{27-32}$	$\frac{820-930}{210-300}$
V II та наступне штампування з елементами витікання		99,8–100	$\frac{400-440}{450-500}$	$\frac{30-33}{16-19}$	$\frac{42-46}{30-35}$	$\frac{950-1100}{320-430}$
VI Штампування з елементами витікання спечених заготовок		99,8–100	$\frac{400-430}{460-500}$	$\frac{32-35}{17-19}$	$\frac{42-47}{38-41}$	$\frac{1200-1330}{400-470}$

* чисельник – ПТЕС-1, ПТЕК-1; знаменник – ТГ-ТВ.

При штампуванні з елементами витікання, за рахунок застосування компенсаційних щілин, в периферійних порожнинах затрудненої деформації, а також у ділянках, де формуються загрозові перерізи виробів, створюються додаткові локальні зони деформації, умови всебічного нерівномірного стиснення та пластичного стікання металу на заключній стадії процесу. Рівень щільності та механічних властивостей матеріалу виробів ПТЕС-1, ПТЕК-1 повністю задовільняє вимоги до аналогічних деталей з литого здеформованого металу. Позитивний вплив на пластичні властивості отримуваних матеріалів, особливо ударну в'язкість, значення якої перевищує рівень для литого здеформованого металу, надає скорочення кількості технологічних операцій у процесі переділу порошкових заготовок, при яких відбувається газонасичення та окислення металу.

Закрите гаряче штампування литих матеріалів передбачає використання компенсаційних щілин для запобігання перевантаженню та поломки штампової оснастки внаслідок коливання об'єму литої заготовки. При штампуванні порошкових заготовок з елементами витікання компенсаційні щілини застосовуються з метою керування процесом ущільнення, формування структури та механічних властивостей матеріалу в периферійних застоїних порожнинах матриці, де деформація ускладнена, за рахунок створення локальних зон деформації. Це визначає кількість та місце розташування компенсаційних щілин. Для формування локальних зон деформації та необхідного рівня інтенсивності деформації зсуву достатньо процес здійснювати до початку усталеного витікання металу в компенсаційні щілини з мінімальними припусками.

Враховуючи вимоги до рівня щільності та механічних властивостей матеріалу, що визначаються при експлуатації виробів, застосовуючи конкретні умови гарячої деформації при реалізації різних схем напружено-здеформованого стану (від всебічного рівномірного стиснення – закритого штампування до всебічного нерівномірного – штампування з елементами витікання) можна зменшити собівартість виробництва, підвищити продуктивність процесу та коефіцієнт використання металу, забезпечити, при визначених термомеханічних та енергосилових параметрах, отримання широкого класу порошкових титанових матеріалів і виробів різного експлуатаційного призначення з необхідними щільністю, структурою та механічними властивостями.

плуатації виробів, застосовуючи конкретні умови гарячої деформації при реалізації різних схем напружено-здеформованого стану (від всебічного рівномірного стиснення – закритого штампування до всебічного нерівномірного – штампування з елементами витікання) можна зменшити собівартість виробництва, підвищити продуктивність процесу та коефіцієнт використання металу, забезпечити, при визначених термомеханічних та енергосилових параметрах, отримання широкого класу порошкових титанових матеріалів і виробів різного експлуатаційного призначення з необхідними щільністю, структурою та механічними властивостями.

Список літератури

1. Быков И. О. Исследование влияния режима спекания на свойства порошкового материала 2М2А / Быков И. О., Овчинников А. В. // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. трудов. Вып.4 8, ч. 3. – Днепропетровск, ПГАСА, 2009. – 260 с.
2. Применение гидрированного титана с заданным содержанием кислорода для получения изделий методом порошковой металлургии / [И. О. Быков, А. В. Овчинников, С. И. Давыдов и др.] // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 1–2. – С. 65–69.
3. Применение титана в народном хозяйстве / Под ред. А. Т. Гуманова – К. : Техника, 1975. – 200 с.
4. Колачев Б. А. Механические свойства титана и его сплавов / Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А. – М. : Металлургия, 1974. – 544 с.
5. Изменение деформационных характеристик пористых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / [В. А. Павлов, М. И. Носенко, Б. В. Попов и др.] // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20–24.
6. Павлов В. А. Исследование горячей деформации и уплотнения порошковых металлов / Павлов В. А., Носенко М. И. // Порошковая металлургия. – 1988. – № 1. – С. 1–6.

7. Павлов В. А. Влияние горячей деформации на формирование структуры и свойств порошковых металлов / Павлов В. А., Носенко М. И. // Порошковая металлургия. – 1988. – № 2. – С. 16–20.
8. Павлов В. А. Влияние деформированного состояния на уплотнение порошковых металлов при горячей штамповке / Павлов В. А., Носенко М. И. // Порошковая металлургия. – 1992. – № 2. – С. 8–12.
9. Носенко М. И. Дослідження гарячого штампування порошкових заготовок / Носенко М. И. Павлов В. О. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 51–55.
10. Носенко М. И. Экспериментально-аналитический расчет силового режима и анализ энергозатрат горячей штамповки порошковых заготовок / Носенко М. И., Павлов В. А., Ляшенко А. П. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 2. – С. 69–72.
11. Носенко М. И. Формування структури порошкових конструкційних титанових матеріалів при гарячому штампуванні // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні / Носенко М. И., Павлов В. О., Ляшенко А. П. – 2008. – № 2. – С. 14–16.

Одержано 09.11.2015

Носенко М.И. Рациональный выбор параметров и схем горячей деформации при получении порошковых титановых материалов различного эксплуатационного назначения

Приведены результаты исследований, обобщения и оптимизации параметров термомеханических режимов, обоснование выбора способа горячей штамповки пористых заготовок порошкового титана (в закрытом штампе и с элементами истечения), а также анализ влияния схемы напряженно-деформированного состояния при получении материалов и изделий различного назначения с требуемыми уровнем плотности, структурой и механическими свойствами, которые определяются условиями эксплуатации.

Ключевые слова: порошковая заготовка, плотность, нагрев, термомеханический режим, схема деформации, локальная зона деформации, напряженно-деформированное состояние, структура, механические свойства.

Nosenko M. Rational choice of options and hot deformation schemes in the preparation of titanium powder materials of different operational purposes

The results of research, synthesis and optimization of parameters of the thermomechanical regimes rationale for the selection method of hot forming porous preforms powdered titanium (in the closed die, and with elements of expiration), and an analysis of the impact of the scheme of the stress-strain state in the preparation of materials and products for various purposes with the required level of density, structure and mechanical properties, which are determined by operating conditions.

Key words: powder preparation, density, heat, thermomechanical mode of deformation scheme, local deformation zone, the stress-strain state, structure, mechanical properties are presented.

III КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК.669.14

Канд. техн. наук В. В. Нетребко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ Mn И Ni

Методом математического планирования эксперимента установлены регрессионные зависимости твердости чугунов от содержания в них C, Cr, Mn и Ni после отжига при 690 и 720 °С. Проведенные исследования позволяют более рационально оптимизировать составы чугунов и режимы отжига в зависимости от условий эксплуатации и технологических потребностей. Рекомендованы оптимальные температуры отжига для различных составов чугунов.

Ключевые слова: чугун, легирование, отжиг, твердость.

Введение

ГОСТ 7769 – 82 [1] рекомендует с целью снижения твердости и улучшения обрабатываемости отливок из высокохромистых износостойких чугунов проведение отжига (высокого отпуска) при 963...1023 °К (690...750 °С) с выдержкой в течение 6...12 часов с последующим охлаждением с печью.

Легированные элементы, применяемые для получения заданных структур и свойств чугунов, оказывают значительное влияние на положение критических точек сплава, смещая их положение одновременно по осям температуры и концентрации. Поэтому рекомендации стандарта являются общими и не учитывающими специфику систем легирования чугунов. Результаты, приведенные в работах [2–6], содержат рекомендации по термической обработке конкретных сплавов.

Влияние элемента зависит от наличия и концентрации других компонентов сплава и ряда факторов, воздействующих на процессы кристаллизации и структурообразования.

В процессе первичной кристаллизации происходит формирование неравновесных структур, что связано с быстрым охлаждением отливок. Поэтому при нагреве и выдержке происходит изменение химического состава карбидов и, соответственно, металлической основы с образованием равновесных фаз. Особенно значительные изменения происходят в околокарбидных зонах [7, 8]. В процессе изотермической выдержки при отжиге могут возникнуть $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, которые вызовут образование закалочных структур вместо продуктов распада аустенита.

На содержание хрома в металлической основе влияет его общее количество в сплаве и распределение между структурными составляющими, которое зависит от вида кристаллической решетки основы, раство-

римости в ней углерода, количества и типа карбидов, а также наличия других легирующих элементов, влияющих на его содержание в карбидах [9, 10].

Количество марганца в металлической основе зависит от тех же факторов, что и хрома. Однако с увеличением содержания хрома в чугунах количество марганца в карбидах снижается. В марганцовистых чугунах количество марганца в карбидах в 1,5 раза выше, чем в основе [11, 12]. В чугуне, содержащем 17 % Cr и 4 % Mn, марганец распределяется равномерно между основой и карбидами. При уменьшении содержания марганца в высокохромистом сплаве его концентрация в карбидах снижается, а в металлической основе увеличивается. При содержании марганца в чугуне менее 0,6 % он практически отсутствует в карбидах [13].

В высокохромистых чугунах никель, в небольших количествах, входит в состав первичных карбидов хрома и распределяется между основой и карбидами в соотношении 1:10 [7].

При термической обработке высокохромистых чугунов в карбидах происходит замещение атомов никеля, железа и марганца атомами хрома [7], в результате чего никель не обнаруживается в карбидах, а марганец остается в концентрациях, равновесных с металлической основой. При прогнозировании химического состава металлической основы следует учитывать, что весь никель находится в основе и, соответственно, при увеличении количества карбидной фазы концентрация никеля в основе возрастает.

По данным [14], твердость высокохромистых чугунов в литом состоянии без термической обработки описывается зависимостью: $HRC = 9,961C + 2,755Mn + 0,416Cr + 2,134Ni - 1,299C^2 - 0,316Mn^2 - 0,606Ni^2 + 0,485CMn + 0,113CCr - 0,092MnCr + 10,676$.

Составы чугунов с максимальной и минимальной твердостью в литом состоянии приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Составы чугунов с минимальной и максимальной твердостью в литом состоянии без термообработки

Состав	Химический состав, масс. %				HRC
	C	Mn	Cr	Ni	
1	1,09	0,60	11,43	0,19	27,8
2	3,91	3,67	25,57	1,76	57,8

Целью работы являлась разработка рекомендаций по выбору температуры отжига высокохромистых чугунов, легированных Mn и Ni.

Материал и методики исследований

Чугун выплавляли в индукционной печи с основной футеровкой емкостью 60 кг. Содержание кремния составляло 0,8...1,2%, серы до 0,02%, фосфора до 0,03%. Литые образцы подвергались отжигу при 690 и 720 °С с выдержкой в течение 9 ч и охлаждением с печью. Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах МИМ-8 и Sigeta MM-700, а также с использованием микроскопа РЕМ 106И. Макротвердость измеряли на твердомере Роквелла.

Для построения математической модели использовали метод активного планирования эксперимента (таблица 2).

Таблица 2 – Матрица планирования дробного многофакторного эксперимента 2⁴⁻¹

Уровни варьирования факторов		Факторы			
		C, %	Cr, %	Mn, %	Ni, %
Основной	0	2,5	18,5	3,0	1,6
Интервал	Δ	1,0	5,0	1,7	1,0
Звездное плечо	1,414Δ	1,41	7,07	2,4	1,41
Верхние	+1	3,5	23,5	4,7	2,6
	+1,414	3,91	25,57	5,4	3,01
Нижние	-1	1,5	13,5	1,3	0,6
	-1,414	1,09	11,43	0,6	0,19

Анализ полученных результатов

В результате проведенного эксперимента и математической обработки результатов получены регрессионные зависимости макротвердости чугуна от содержания C, Cr, Mn и Ni после отжига при 690 и 720 °С:

$$HRC_{690} = 70,458 - 9,922 Mn - 3,094 Cr + 12,889 Ni - 1,517 C^2 + 0,038 Cr^2 - 1,527 Ni^2 + 1,22 CMn + 0,459 CCr - 2,502 CNi + 0,454 MnCr;$$

$$HRC_{720} = 16,605Mn + 3,555Cr - 1,282Mn^2 - 0,043 Cr^2 - 1,724 Ni^2 - 0,157 CCr + 1,782 CNi - 0,326 MnCr + 0,658 MnNi - 15,4.$$

Данные уравнения являются математически вероятностными в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена.

Структура чугунов после отжига при 690 °С (рис. 1) состояла из карбидов (первичных и вторичных) и металлической основы: легированного феррита (рис. 1, а) и легированного аустенита (рис. 1, б), а также их сочетания (рис. 1, в). В процессе выдержки наблюдалось частичное растворение карбидной фазы (рис. 1, з) вызывающее образование бейнитных структур (рис. 1, д) или продуктов распада аустенита (сорбит, тростит, зернистый перлит) (рис. 1, е).

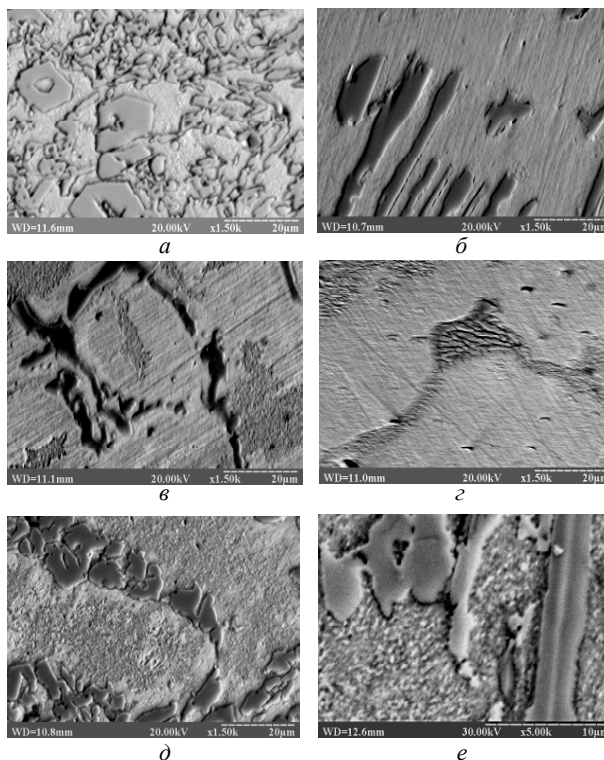


Рис. 1. Структуры чугунов после отжига при 690 °С:

а – легированный феррит; б – аустенит; в – сочетание феррита и аустенита структура; г – частичное растворение карбидной фазы; д – бейнит; е – выделение вторичных карбидов (зернистый перлит)

Повышение температуры отжига до 720 °С способствовало более полному протеканию процессов α↔γ превращения и перераспределению элементов, что значительно увеличивало растворимость углерода в основе. Это вызывало появление закалочных структур в чугунах с повышенным содержанием углерода, марганца и никеля. В чугунах с минимальным содержанием углерода, хрома и марганца наблюдали структуры отжига, состоящие из феррита и вторичных карбидов (рис. 2). При этом в низкоуглеродистых чугунах выделение карбидов происходило по границам зерен (рис. 2, а), а в высокоуглеродистых чугунах, легированных марганцем и никелем выделения наблюдались во всем объеме металлической основы (рис. 2, б).

Выделение вторичных карбидов снижало количество углерода, хрома и марганца в металлической основе, а никеля увеличивало, что способствовало понижению твердости.

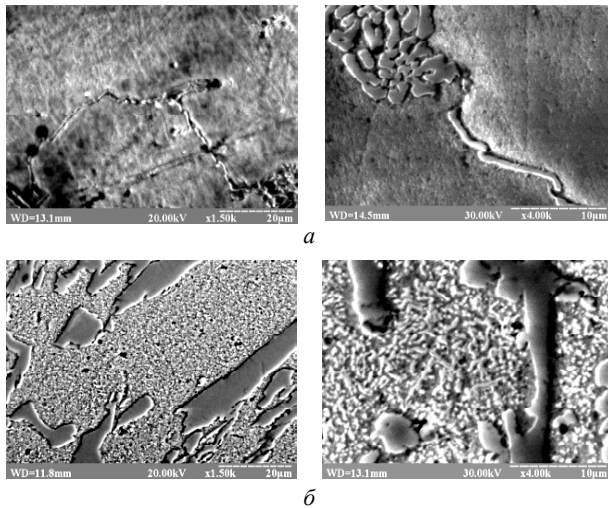


Рис. 2. Выделение вторичных карбидов в структуре чугунов после отжига при 720 °С:

- а – выделение вторичных карбидов по границам зерен;
- б – выделение вторичных карбидов в объеме зерна (зернистый перлит)

Составы чугунов с минимальной и максимальной твердостью после отжига при 690 и 720 °С представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Составы чугунов с минимальной и максимальной твердостью после отжига

Химический состав, масс. %				HRC ₆₉₀
C	Mn	Cr	Ni	
1,09	5,40	11,42	0,19	27,5
3,91	5,40	25,57	0,99	75,4
Химический состав, масс. %				HRC ₇₂₀
C	Mn	Cr	Ni	
1,09	0,60	11,42	3,01	16,2
3,91	5,40	13,63	3,01	61,0

Анализ таблицы 3 показывает, что отжиг при 720 °С эффективней снижает твердость, чем отжиг при 690 °С.

Минимальную твердость (16 HRC) после отжига при 720 °С имели чугуны, содержащие 1,09 % С, 11,42 % Cr и 0,6 % Mn при содержании никеля 0,19...3,0. Снижение твердости при увеличении содержания никеля объясняется его графитизирующей способностью и снижением растворимости углерода в твердом растворе. Максимальную твердость (61 HRC) после отжига имели чугуны, содержащие 5,4 % Mn.

Анализ влияния термической обработки на твердость чугунов состава 1 и 2 (табл. 1) показал (табл. 4), что отжиг при 690 °С привел к некоторому повышению, а отжиг при 720 °С – к снижению твердости.

Во время отжига при 690 °С определяющим фактором влияния на твердость чугуна являлась диффузия углерода. При более высокой температуре отжига увеличилась диффузия легирующих элементов, что вызвало перераспределение элементов между фазами и значительно снижало твердорастворное упрочнение

основы. Наличие $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, при повышении содержания марганца и никеля, вызывало образование закалочных структур с высокой твердостью. При больших концентрациях марганца и никеля образовывался остаточный аустенит.

Влияние С, Cr, Mn и Ni на твердость чугуна после отжига при 690 °С на разных уровнях плана матрицы представлено на рисунке 3, 4.

Таблица 4 – Влияние отжига на твердость чугунов

Состав	Твердость, HRC		
	Без Т. О.	Отжиг 690 °С	Отжиг 720 °С
1	27,8	43,8	25,5
2	57,8	63,4	55,7

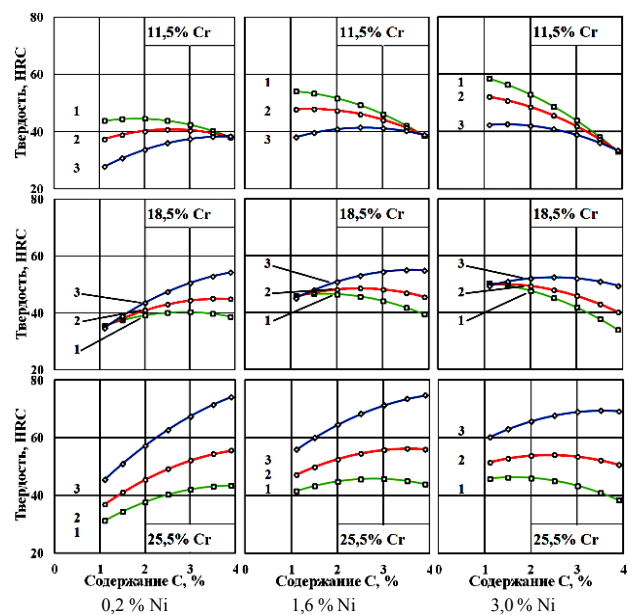


Рис. 3. Влияние С на твердость чугуна после отжига при 690 °С на разных уровнях Cr и Ni при: 1–0,6% Mn; 2–3,0% Mn; 3–5,4% Mn

Увеличение содержания углерода (см. рис. 1) в чугуне, с 0,6...5,4 % Mn, 18,5...25,5 % Cr, и 0,2 % Ni повышалось, а с 11,5...18,5 % Cr и 3,0 % Ni понижало твердость. Такое изменение твердости связано с образованием закалочных структур при 25,5 % Cr и аустенитной основы при 11,5 % Cr.

Увеличение содержания углерода в чугуне, содержащем 11,5% Cr, 0,2 % Ni и 3,5...5,4 % Mn повышалось, а с 0,6 % Mn понижало твердость.

При больших содержаниях хрома, увеличение содержания марганца способствовало протеканию $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения и, как следствие, приводило к появлению закалочных структур, что повышало твердость чугуна после отжига.

Увеличение количества хрома (см. рис. 4) в чугуне, содержащем 0,6 % Mn и 0,2...3,0 % Ni, понижало твердость, а с 5,4 % Mn повышало.

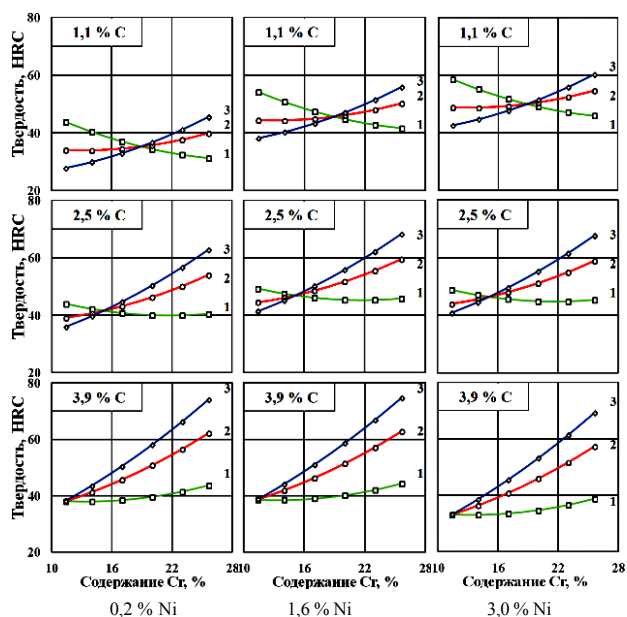


Рис. 4. Влияние Cr на твердость чугуна после отжига при 690 °С на разных уровнях С и Ni при: 1–0,6% Mn; 2–3,0% Mn; 3–5,4% Mn

При больших содержаниях хрома увеличение содержания марганца способствовало протеканию $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения и, как следствие, приводило к появлению закалочных структур, что повышало твердость чугуна после отжига.

Анализ влияния углерода и хрома на твердость чугуна после отжига при 690 °С показал, что оно зависит от содержания марганца и никеля, которые изменяют растворимость углерода в основе.

Увеличение содержания марганца в чугуне, содержащем 1,1...2,5 % С и 11,5 % Cr, снижало его твердость после отжига при 690 °С, а в чугуне с 3,9 % С практически не оказывало влияние на его твердость.

При этом увеличение марганца в чугуне с 11,5 % Cr и 3,0 % Ni понижало, а с 25,5 % Cr и 0,2 % Ni повышало твердость.

По мере увеличения количества никеля в этих чугунах твердость повышалась. При содержании 25,5 % Cr и 0,2...3,0 % Ni увеличение содержания марганца повышало твердость чугуна, особенно при 3,9 % С. Максимальную твердость 75 HRC имел чугун, содержащий 3,91 % С, 25,57 Cr, 5,4 % Mn и 1,0 % Ni.

Снижение твердости после отжига при 690 °С объясняется релаксацией внутренних напряжений и уменьшением содержания углерода в металлической основе.

Повышение температуры отжига чугуна до 720 °С вызывало $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращение в полном объеме, что увеличивало диффузионную подвижность атомов легирующих элементов и растворимость углерода в основе. Это способствовало появлению закалочных структур с высокой твердостью, а в составах с большим количеством марганца и никеля способствовало появлению остаточного аустенита, снижавшего твердость.

Влияние С, Cr, Mn и Ni на твердость чугуна после отжига при 720 °С на разных уровнях плана матрицы представлено на рисунке 5, 6.

Увеличение содержания углерода в чугуне с 0,2 % Ni (см. рис. 5) понижало твердость после отжига при 720 °С, а при 3,0 % Ni повышало. Увеличение содержания хрома (см. рис. 6) повышало твердость с различной интенсивностью, зависящей от содержания других компонентов.

Увеличение содержания марганца в чугуне, содержащем 11,5 % хрома, повышало твердость. При увеличении концентрации хрома наблюдалось снижение твердости чугуна, связанное с образованием остаточного аустенита.

При 18,5 % Cr снижение твердости чугуна происходило при содержании марганца более 4 %, а при 25,5 % Cr свыше 3 %. Увеличение содержания никеля до 1,6 % не изменяло характер влияния марганца, но оказывало влияние на уровень твердости чугуна в зависимости от содержания С и Cr. При 3 % Ni увеличение марганца понижало твердость только у чугунов с 11,5 % Cr.

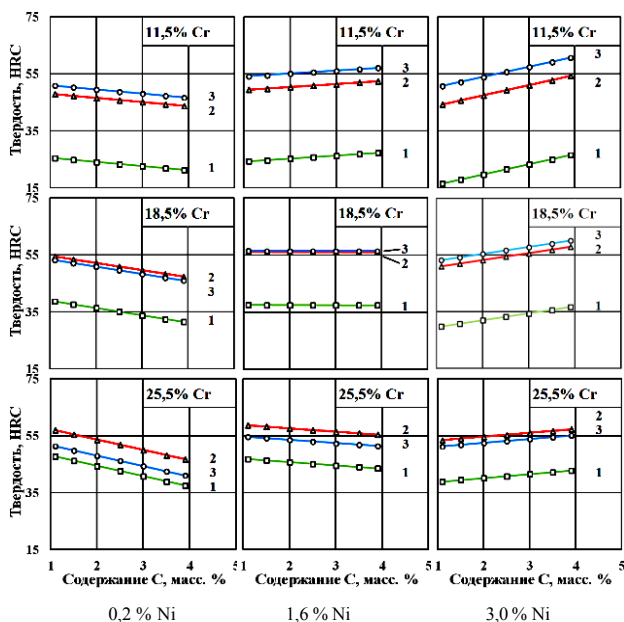


Рис. 5. Влияние С на твердость чугуна после отжига при 720 °С на разных уровнях Cr и Ni при: 1–0,6% Mn; 2–3,0% Mn; 3–5,4% Mn

Увеличение количества хрома в чугуне, содержащем 0,6...3,0 % Mn и 0,2...3,0 % Ni, повышало твердость (см. рис. 5). При 5,4 % Mn увеличение содержания хрома повышало твердость чугуна, а после определенной концентрации, зависящей от содержания углерода и никеля, понижало.

Увеличение содержания никеля не оказало значительного влияния на твердость чугуна как в литом состоянии, так и после отжига при 720 °С.

Увеличение содержания марганца в чугуне с 1,1...2,5 % С и 11,5 % Cr увеличивало его твердость после отжига при 720 °С.

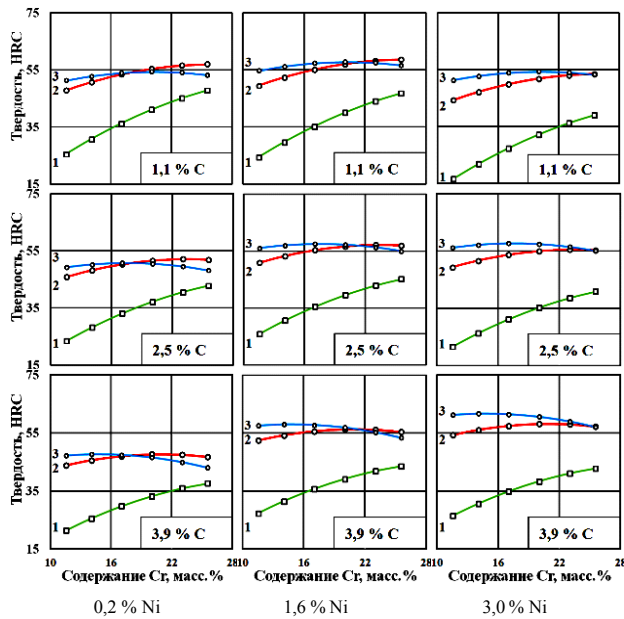


Рис. 6. Влияние Cr на твердость чугуна после отжига при 720 °С на разных уровнях С и Ni при: 1–0,6% Mn; 2–3,0% Mn; 3–5,4% Mn

Таким образом, отжиг при 690 °С повышается твердость чугунов, содержащих 1,1...1,9% С, 11,5...13,5% Cr при 0,6% Mn и 0,2% Ni с 25...35 до 40...45 HRC. Повышение температуры отжига до 720 °С существенно не изменяло твердость этих чугунов.

Для чугунов, содержащих 3,5...3,9% С, 23,5...23,5% Cr при 0,6% Mn и 0,2% Ni твердость снижалась с 50...55 HRC до 40...45 HRC после отжига при 690 °С, и до 35...40 HRC после отжига при 720 °С.

Такое изменение твердости можно объяснить тем, что в литом состоянии карбидная фаза была представлена карбидами Me_7C_3 и Me_3C . В процессе отжига при 690 °С в определенных составах чугуна, произошло $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращение, которое вызвало растворение карбидов Me_3C в основе, в результате этого при охлаждении образовались закалочные структуры с высокой твердостью до 75 HRC. В процессе отжига при 720 °С происходило формирование карбидов Me_7C_3 , что обедняло твердый раствор хромом и углеродом и, как следствие, исключило образование закалочных структур. Увеличение содержания марганца до 5,4% способствовало появлению аустенита, что снижало твердость чугуна после отжига при 690 °С, а после 720 °С повышало.

Проведенные исследования позволяют более рационально оптимизировать составы чугунов и режимы отжига в зависимости от условий эксплуатации и технологических потребностей, а именно смягчающей термической обработки для отливок, требующих большого объема механической обработки лезвийным инструментом.

Выводы

1. Для снижения твердости износостойких чугунов, содержащих 3,0...3,9% С, 11,5...23,5% Cr и 0,2...3,0% Ni

при 0,6% Mn, рекомендуется отжиг при 720 °С с выдержкой 9 часов и охлаждением с печью.

2. Для повышения твердости чугунов, содержащих 3,5...3,9% С, 23,5...23,5% Cr, 0,2...3,0% Ni и 5,4% Mn, а также с 1,1...1,9% С, 11,5...13,5% Cr, 0,6% Mn и 3,0% Ni, рекомендуется отжиг при 690 °С с выдержкой 9 часов и охлаждением с печью.

Список литературы

- ГОСТ 7769-82 Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки. – Введ. 1983-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 1982. – 15 с.
- Влияние термической обработки на свойства высокохромистого чугуна / [М. Н. Беркун, И. П. Волчок, И. В. Живица, В. И. Топал] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1971. – № 1. – С. 64–66.
- Структурные изменения в литом чугуне 270X15Г2Н1МФТ при нагреве выше точки A_{c1} / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, Т. В. Козаревская [и др.] // *Тезисы международной научно-практической конф. «Университетская наука-2011»*. – Мариуполь : ГВУЗ «ПГТУ», 2011. – 187 с.
- Куцова В. З. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработанном состоянии / В.З. Куцова, М.А. Ковзель, А.В. Кравченко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2008. – №1. – С. 35–50.
- Чабак Ю. Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов / Ю. Г. Чабак // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научных трудов*. – Днепропетровск : ПГАСиА. – 2013. – Вып. 65. – С.188–192.
- Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / Чейлях А. П. – Харьков : ННЦ ХФТИ – 2003 – 212 с.
- Нетребко В. В. Особенности процессов образования карбидов и распределения Cr, Mn и Ni в белых чугунах / В. В. Нетребко // *Литье и металлургия*. – 2015. – № 3. – С. 40–46.
- Belikov S. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron / Belikov S., Volchok I., Netrebko V. // *Archives of Metallurgy and Materials*. – Vol. 58. 3. – 2013. – P. 895–897.
- Нетребко В. В. Особенности легирования хромом износостойких чугунов / В. В. Нетребко, И. П. Волчок // *Литье и металлургия*. – 2013. – № 3. – С. 75–78.
- Нетребко В. В. Особенности распределения хрома в высокохромистых чугунах / В. В. Нетребко // *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научных трудов*. – Вып. 65 – Дн-вск., ПГАСА, – 2013. – С. 346–349.
- Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / Бунин К. П., Малиночка Я. Н., Таран Ю. Н. – М. : Металлургия – 1969. – 416с.
- Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. – М. : Металлургия. т. 1. – 1966. – 736 с.
- Нетребко В. В. Влияние марганца на структуру высокохромистых чугунов / В. В. Нетребко // *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна*. – 2012. – Вып. 42. – С. 167–169.

14. Нетребко В. В. Особенности легирования белых износостойких чугунов / В. В. Нетребко // Литье и металлургия. – 2014. – № 2. – С. 37–41.

Одержано 11.12.2015

Нетребко В.В. Вплив відпалу на твердість чавунів з великим вмістом хрому, легованих Mn та Ni

Методом математичного планування експерименту встановлена регресивна залежність твердості чавунів від вмісту C, Cr, Mn та Ni після відпалу при 690 и 720 °C. Проведені дослідження дозволяють більш раціонально оптимізувати склад чавунів та режими відпалу залежно від умов експлуатації та технологічних потреб. Рекомендовано оптимальні температури відпалу для чавунів з різним складом.

Ключові слова: чавун, легування, відпал, твердість.

Netrebko V. The influence of annealing on the hardness of high-chromium cast irons alloyed with Mn and Ni

Regression dependences of cast irons' hardness on C, Cr, Mn and Ni after annealing at 690 and 720 °C are established by means of mathematical planning of the experiment. The conducted research allows a more rational optimization of cast irons' compositions and annealing modes depending on the exploitation conditions and technological needs. Optimal annealing temperatures for various cast iron compositions are recommended.

Key words: cast iron, alloying, annealing, hardness.

УДК 621.733

Канд. техн. наук Е. С. Корчак, Д. И. Щербаков, О. А. Ковалёва
Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА В НАПРАВЛЯЮЩИХ УЗЛАХ МОЩНЫХ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ ПРЕССОВ

Рассмотрены условия работы направляющих узлов подвижных поперечин мощных ковочных гидравлических прессов. Описаны факторы технологического процесса, наиболее влияющие на их работоспособность. Проанализированы свойства композиционных материалов на основе политетрафторэтилена и условия их использования в направляющих узлах. Даны практические рекомендации по рациональному проектированию их конструкции и созданию эффективной системы смазки и охлаждения.

Ключевые слова: пресс, поперечина подвижная, втулка, смазка, трение.

Актуальность исследований

Направляющие узлы мощных ковочных гидравлических прессов работают в тяжелых условиях, воспринимая в пределах каждого машинного цикла факторы технологического процесса – рабочие усилия, тепловое воздействие от обрабатываемой заготовки, пыль, окалину [1]. В среднем температура нагретой заготовки составляет 1100...1200 °С, а вызванный этим нагрев колонн – 400...450 °С. Вследствие температурного расширения колонн зазор в направляющих узлах изменяется, что требует соответствующей компенсации [2]. При этом эксцентричное приложении технологического усилия приводит к перекосам подвижной поперечины, вызывая неравномерное распределение зазора по высоте (длине) направляющего узла. Указанные факторы вызывают значительный износ деталей направляющих узлов, приводя к изменению базовых (исходных) зазоров и нарушению режимов смазки. В связи с этим важным является создание направляющих узлов подвижных поперечин повышенной износостойкости [3].

Постановка цели исследований

При работе мощных гидравлических прессов износ в деталях направляющих узлов подвижной поперечины существенно возрастает вследствие температурного воздействия горячей поковки, а также при дефиците смазочного материала, что приводит к их быстрому изнашиванию, образованию зазоров и, соответственно, снижению жесткости конструкции станины. Для снижения износа контактных поверхностей в направляющих узлах необходимо внедрение принципиально новых антифрикционных материалов и эффективных технологий смазывания, для которых требуется минимальные текущие затраты на обслуживание, эксплуатацию и ремонт.

Методика исследований

Типовая конструкция подвижной поперечины мощных ковочных гидравлических прессов (рис. 1) представляет собой плоскую отливку 1, в приливах которой выполнены отверстия под направляющие колонны 2 и плунжеры возвратных цилиндров 3. На верхней поверхности отливки 1 выполнены места 4 под крепление плунжеров рабочих цилиндров, а на нижней – под крепление инструмента 5. Кроме того, поперечина оснащается съемными подколонниками 6, внутри которых устанавливаются направляющие узлы [3]. Такая конструкция позволяет снизить трение, обеспечивая легкое и быстрое перемещение подвижной поперечины, а также увеличить площадь контакта направляющих узлов с колоннами, повышая тем самым жесткость конструкции пресса при эксцентричном приложении нагрузки.

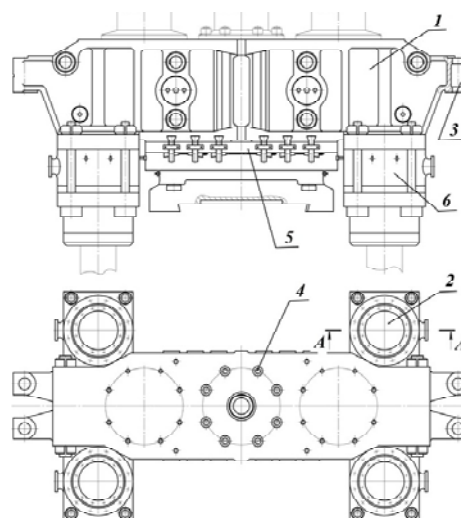


Рис. 1. Типовая конструкция подвижной поперечины мощного ковочного гидравлического пресса

Традиционно элементы направляющих узлов выполняют в виде разъемных бронзовых втулок или вкладышей различной конфигурации. Однако в последнее время всё большее предпочтение отдается применению в направляющих узлах элементов из композиционных материалов, в том числе и на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) [4].

Вязкоупругие свойства, сочетание высокой химической и термической стойкости (вплоть до 450 °С) с самым низким и стабильным среди полимеров коэффициентом трения позволяет эксплуатировать ПТФЭ в кузнечно-прессовом производстве и делает его перспективным полимером триботехнического назначения. Вместе с тем пониженные механические свойства, хладотекучесть, малая теплопроводность, высокая скорость изнашивания, малая стойкость к истиранию, возрастание коэффициента трения при увеличении скорости скольжения существенно ограничивает использование ПТФЭ в чистом виде, обуславливая необходимость улучшения его свойств путем сочетания с другими антифрикционными материалами, главным образом на базе меди и графита [5].

Для создания направляющих узлов с повышенными эксплуатационными характеристиками важным является правильный подбор антифрикционных материалов, усиливающих положительные качества ПТФЭ, в сочетании с рациональным проектированием конструкции элементов трения и режимов подвода смазки.

Анализ полученных результатов

На практике данная идея реализуется путем создания направляющих узлов в виде наборного пакета из разъемных поочередно чередующихся колец (втулок) из бронзы и ПТФЭ. Элементы из бронзы непосредственно не контактируют с колоннами. Они служат, прежде всего, для повышения жесткости направляющего узла и отведения тепла от ПТФЭ-элементов. При этом эти элементы имеют форму, позволяющую им легко скользить по сопрягаемым поверхностям бронзовых колец (втулок) для компенсации температурного расширения колонн и перекосов подвижной поперечины, устраняя заклинивание. Для усиления антифрикционных свойств в состав бронзовых элементов могут быть добавлены включения графита различной дисперсности.

Описанное сочетание материалов (бронза + ПТФЭ + графит) в узле трения позволяет существенно повысить его триботехнические характеристики, обеспечивая образование сервовитной пленки в паре трения «ПТФЭ-сталь». При деформировании элементов направляющего узла под действием эксцентрично приложенных технологических усилий сервовитная пленка не разрушается.

Гарантированное наличие сервовитной пленки достигается:

- наличием в смазочном материале слабых кислот, способных растворять элементы бронзы с насыщени-

ем трущихся поверхностей ионами меди;

- созданием в зоне трения условий образования слабых кислот при окислении контактирующих поверхностей смазочным материалом.

Температурное воздействие технологического процесса и последующий нагрев направляющих колонн повышают интенсивность окислительных процессов и, следовательно, насыщение соответствующих контактирующих поверхностей ионами меди. При этом коэффициент трения в направляющем узле и интенсивность износа колонн пресса существенно уменьшаются.

На рисунке 2 представлена конструкция направляющего узла (разрез А–А на рис. 1) на базе композиционных материалов. Бронзовые втулки 1 чередуются с ПТФЭ-втулками 2. При этом указанные втулки могут иметь несколько конструктивных исполнений в виде:

- трапеций, где втулки 2 обращены к колонне 3 большим основанием, а втулки 1 – меньшим;

- спирально расположенных относительно колонн 3 чередующихся элементов трапециевидного поперечного сечения с образованием спиралевидного канала циркуляции смазки между поверхностью колонны 3 и бронзовым элементом.

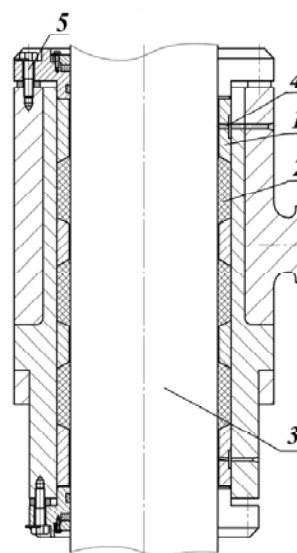


Рис. 2. Направляющий узел подвижной поперечины

Направляющий узел снабжают каналами 4 (подвода/отвода смазки) и элементами 5 регулирования зазора между втулками.

Система смазки должна быть циркуляционного типа с присутствием в баке мелкорубленой медной проволоки для улучшения критериев температурной стойкости смазочного материала – повышения значения критической температуры и снижения уровня температуры химической модификации. При этом давление и расход смазки рассчитывают таким образом, чтобы температура в направляющих не выходила за диапазон допустимого нагрева колонн (в среднем 400...450 °С для мощных прессов) с учетом скорости скольжения и свойств ПТФЭ в сочетании с бронзовыми элементами.

Теоретико-экспериментальными исследованиями установлены зависимости температуры T и расхода смазки Q от величины коэффициента трения f_{mp} в рассмотренном направляющем узле для мощных ковочных гидравлических прессов усилием 63, 100 и 150 МН. Соответствующие графики приведены на рисунке 3.

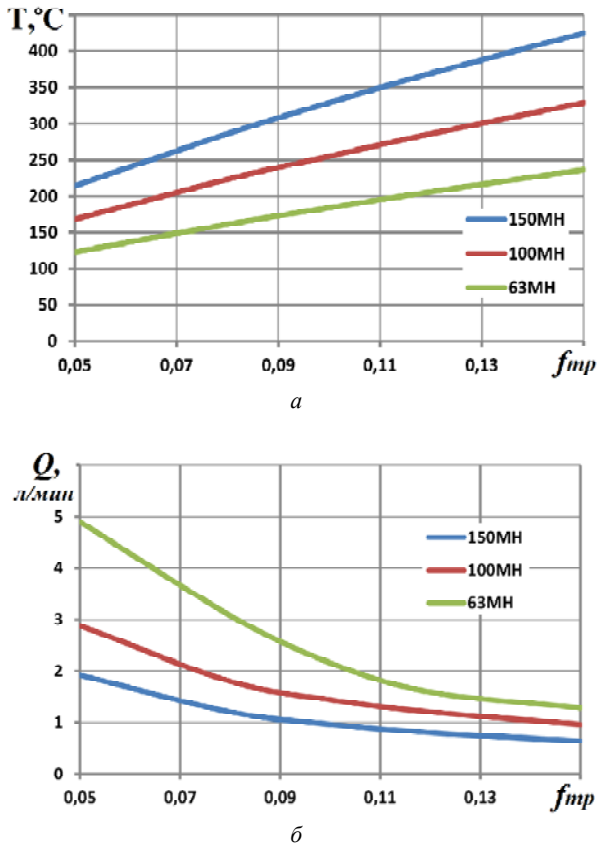


Рис. 3. Графики зависимости температуры (а) и расхода смазки (б) от коэффициента трения в направляющем узле для мощных ковочных гидравлических прессов номинального ряда усилий

Начальные значения температуры (рис. 3, а) соответствуют термическому воздействию технологического процесса, т. е. горячей заготовки, и обуславливают начальное термическое расширение направляющих колонн, исходя из которого рассчитывают величину минимально допустимого зазора в направляющем узле для плавного скольжения без заклинивания. В процессе работы температура повышается от длительного воздействия технологического процесса и трения втулок о поверхность колонны. В результате этого повышается коэффициент трения, уменьшаются зазоры для циркуляции смазки и, как следствие, снижается ее расход (рис. 3, б).

Данные исследования проводились для традиционных систем циркуляционной смазки, установленных на действующих ковочных гидравлических прессах. Однако приведенное на рисунке 3 повышение температур (в 1,5...2,0 раза по сравнению с начальными значениями) является недопустимым для нормальной эксплуатации рассмотренного направляющего узла на базе композиционных материалов. Для обеспечения его удовлетворительной работы в системе циркуляционной смазки необходимо предусмотреть кулеры, препятствующие повышению температуры в зоне трения не более чем на 25 % по сравнению с начальными значениями.

Выводы

Композиционные материалы на базе ПТФЭ являются перспективными для использования в направляющих узлах мощных ковочных гидравлических прессов. Для достижения их удовлетворительной работы важным является разработка как рациональной конструкции отдельных элементов из композиционных материалов, так и режимов эксплуатации всего узла с целью обеспечения баланса между значением коэффициента трения, режимом смазки и температурной стойкостью смазочного материала.

Список литературы

1. Сурков И. А. Проект рационального и технологического обновления мощных гидравлических прессов / И. А. Сурков // Технология легких сплавов. – 2009. – № 1. – С. 86–94.
2. Новиков В. И. Повышение эффективности монтажа и эксплуатации направляющих колонн гидравлических прессов / В. И. Новиков, В. И. Кадошников, Е. В. Куликова // КШП. ОМД. – Москва, 2012. – № 2. – С. 24–28.
3. Корчак Е. С. Повышение эффективности монтажа и эксплуатации направляющих колонн гидравлических прессов / Е. С. Корчак // КШП. ОМД. – Москва, 2010. – № 2. – С. 25–29.
4. Корчак Е. С. Использование композиционных материалов на основе политетрафторэтилена при производстве направляющих узлов мощных гидравлических прессов / Е. С. Корчак, О. А. Ковалёва, Д. И. Щербаков // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве : материалы V международной научно-технической конференции, 21–25 сентября 2015 г. / под общ. ред. А. Н. Фесенко, М. А. Турчанина. – Краматорск : ДГМА, 2015. – С. 101.
5. Композиционные материалы на основе политетрафторэтилена. Структурная модификация / Ю. К. Машков, З. Н. Овчар, В. И. Суриков, Л. Ф. Калистратова – М. : Машиностроение, 2005. – 240 с.

Одержано 09.12.2015

Корчак О.С., Щербаков Д.І., Ковальова О.О. Дослідження умов експлуатації композиційних матеріалів на основі політетрафторетилену у напрямних вузлах потужних гідравлічних пресів

Розглянуті умови роботи напрямних вузлів рухомих поперечин потужних ковальських гідравлічних пресів. Описані фактори технологічного процесу, що найбільш впливають на їх працездатність. Проаналізовані властивості композиційних матеріалів на основі політетрафторетилену та умови їх використання в спрямувальних вузлах. Надано практичні рекомендації з раціонального проектування їх конструкції та створення ефективної системи змащення і охолодження.

Ключові слова: прес, поперечина рухома, втулка, змащення, тертя.

Korchak E.S., Scherbakov D.I., Kovaliova O.A. Investigation of working conditions of composite materials on the basis of polytetrafluoroethylene in power hydraulic presses guiding units

Working conditions of power hydraulic forging presses rams' guiding units are considered. Technological process factors, most acting on its working ability, are described. Composite materials' properties on the basis of polytetrafluoroethylene and conditions of its usage in the guiding units are analyzed. Practical recommendations of its rational construction designing and effective lubricating and cooling systems creating are given.

Key words: press, ram, bush, lubrication, friction.

УДК 678: 539.3; 620.17

Канд. техн. наук А. И. Буря, О. А. Набережная

Днепродзержинский государственный технический университет, г. Днепродзержинск

ОРГАНОПЛАСТИКИ – ПЕРСПЕКТИВНЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Рассматривается получение новых конструкционных материалов на основе ароматического полиамида фенилон, армированного дискретными волокнами сульфон-Т. Проводится оценка физико-механических свойств полученных материалов и возможности их выдерживать большие нагрузки.

Ключевые слова: ароматический полиамид фенилон, органопластики, прочностные характеристики, напряжение, деформация, разрушение.

Постановка проблемы

Композиты являются многофункциональными материалами, поэтому производство и модернизация технологии их изготовления имеют высокую значимость для развития многих отраслей промышленности. Кроме того, в условиях современного рынка применение инновационных, эффективных конкурентноспособных по цене и качеству материалов является наиболее надежной гарантией продвижения и развития предприятий как потребляющих композиционные материалы (КМ), так и выпускающих их [1].

При этом уместно отметить, что в последние годы несколько изменилась и функция полимерных материалов в любой отрасли. Полимерам стали доверять все более и более ответственные задачи. Из полимеров стали изготавливать все больше относительно мелких, но конструктивно сложных и ответственных деталей машин и механизмов, и, в то же время, все чаще полимеры стали применяться в изготовлении крупногабаритных корпусных деталей, которые несут значительные нагрузки.

Анализ последних исследований

До недавних пор широкому использованию полимерных материалов в машиностроении препятствовали два, казалось бы, общепризнанных недостатка полимеров: их низкая (по сравнению с марочными сталями) прочность и низкая теплостойкость. Рубеж своих свойств полимерным материалам удалось преодолеть переходом к КМ. Так что теперь выражение «пластмасса крепче стали» звучит вполне обоснованно [2]. Комплекс свойств полимерных КМ определяется свойствами компонентов (матрица, наполнитель), их микро- и макроструктурой, границей раздела фаз, реакцией этих структур на внешние воздействия [3].

В основном пластмассы применяются в изготовлении крупногабаритных наружных частей автомобиля из композиционных материалов, что снижает массу и увеличивает долговечность, благодаря высокой коррозионной стойкости пластмассовых изделий. Также ис-

пользование высокопрочных композиционных пластмасс позволило перейти к изготовлению из них нагруженных силовых деталей (обода, рессоры, валы) [4].

На данный момент, процент использования полимерных материалов в машиностроении растет с каждым днем, мировой объем изготовления пластмасс к 2015 г. составил более 200 млн. тонн. Большинство производств различных отраслей полностью зависит от этого универсального материала. Малейшие сбои в поставке или остановке его производства способны полностью остановить деятельность крупнейших заводов автомобиле- или авиастроения. Все большее применение находят композиты на основе высокопрочных органических волокон. Высокие показатели усталостной прочности, связанные с повышенной трещиностойкостью органопластиков (ОП), способствуют большему ресурсу этих композитов и соответственно обеспечивают возможность закладывать при конструировании меньший запас прочности, по сравнению с расчетным [3].

Цель работы

В связи с этим, в данной работе изучалась возможность создания хаотически армированного дискретными органическими волокнами (ОВ) полимерных композиционных материалов на основе ароматических полиамидов.

Объекты и методы исследования

Особенность данных материалов, заключалась в том, что как связующее, фенилон С-1, так и дискретное (2–3 мм) волокно сульфон-Т относятся к термостойким ароматическим полиаидам. Характеристики материалов приведены в табл. 1.

Для получения композиционных материалов в емкость загружали навески порошкообразного фенилона и измельченного волокна, добавляли ферромагнитные частицы, изготовленных в виде цилиндров, диаметром 2 мм, длиной 15 мм. Емкость помещали во вращательное электромагнитное поле (0,12 Тл). Готовую смесь таблетировали при комнатной температуре и давлении

Таблица 1 – Характеристики исходных материалов

Полиамид фенилон С-1		Волокно сульфон-Т	
Плотность, г/см ³	1,35	Плотность, г/см ³	1,45–1,46
Разрушающее напряжение, МПа: при растяжении при статическом изгибе	100 150	Относительная прочность, % : в узле в петле	62–65 70–75
Ударная вязкость, кДж/м ²	20	Прочность гс/текс	35–40
Предел текучести при сжатии, МПа	220	Модуль упругости, МПа	6000
Твердость, МПа	180	Толщина нити, текс	28,4
Температура размягчения по Вика, К	543	Удлинение, %	16–18
Водопоглощение за 24 час., %	0,5	Влагопоглощение (при 65 %-й относительной влажности), %	5,42
Усадка после прессования, %	0,6	Устойчивость к многократным изгибам при напряжении 50 МПа (число циклов до разрыва)	12000

30 МПа. Таблетки загружали в пресс-форму, предварительно нагретую до 523 К, нагревали до 593–598 К и выдерживали при этой температуре 10 мин без давления и 10 мин под давлением 30 МПа. Для фиксации формы изделия охлаждали под давлением до температуры 523 К и дальше выталкивали из пресс-формы. Готовые изделия подвергали механической обработке, которая главным образом заключалась в зачистке изделий – удалении облоя. При необходимости с помощью различных методов обработки можно изменять форму изделий, повышать точность размеров. Сочетание свойств и форм компонентов, совместимое с современными технологиями переработки полимеров, обеспечило создание новых конструкционных материалов. Изучение прочностных характеристик разработанных композиций – прочности, деформации, модуля упругости при сжатии определяли по методике согласно ГОСТ 4651-2014, ударную вязкость определяли согласно ГОСТ 4647-80.

Результаты исследования и их обсуждение

Рассматривалось поведение полученных ОП при испытании на сжатие. То обстоятельство, что в процессе испытаний, можно извлечь важную информацию об упругих свойствах материала и предопределяет широкое использование построения кривых напряжение-деформация при исследовании свойств конструкционных материалов. По результатам исследований, получены кривые напряжение – деформация описывающие поведение базового пластика и самоармированных ОП (рис. 1). Такое поведение кривой характерно для полимеров [5, 6], в нашем случае как фенилона, так и ОП на его основе. Однако стоит заметить, что согласно классификации Херцберга [7], данное поведение именуется упругим гетерогенно-пластическим, и относится к V типу. Участок кривых до 125 МПа, описывающих полностью упругое поведение материалов законом Гука:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon, \quad (1)$$

где σ – напряжение, E – коэффициент пропорцио-

нальности (модуль упругости), ε – деформация.

Такая обратимая природа деформации, разработанных ОП связана с сильными взаимодействиями между соседними элементарными частицами полимера [8].

Параболический участок кривых $\sigma - \varepsilon$ описывает гомогенно пластическую деформацию, то есть возрастающее сопротивление со стороны материала до значений максимального напряжения (\approx до 200 МПа). Этот процесс сопровождается конкурентным развитием двух процессов. Сначала, пластическое течение происходит с разрушением исходной глобулярной структуры (рис. 2, а) полимера, затем – образованием шейки, которая описывается параллельным участком оси абсцисс и сопровождается перестройкой исходной структуры в новую, более прочную – фибриллярную (рис. 2, б). Это явление известно как деформационное упрочнение, которое определяется в основном выпрямлением глобулярных полимерных цепочек, ранее находившихся в «свернутом» состоянии, с образованием частично растянутых участков. Иными словами скрученная в клубок цепь распрямляется с небольшим дополнительным удлинением, за счет сложного механизма ковалентных связей. При больших степенях деформации этот механизм и вызывает быстрое и очевидное упрочнение ОП.

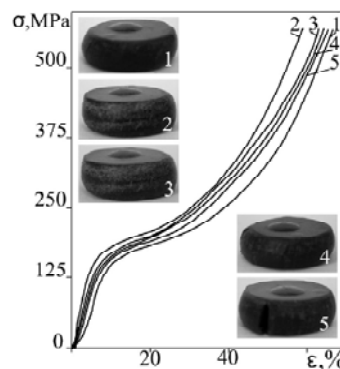


Рис. 1. Кривые напряжение-деформация фенилона (1) и органических полимеров содержащих 5(2); 10(3); 15(4); и 20(5) масс. % волокна сульфон-Т

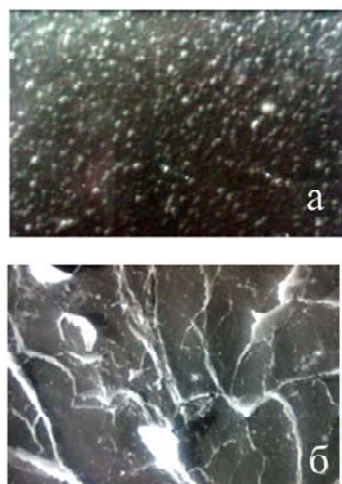


Рис. 2. Микроструктура исходного полимера (а) и органопластика (б) × 8000

По мере приобретения пластиками новой структуры кривая напряжение – деформация вновь начинает подниматься. Деформационное упрочнение происходит за счет переориентирования молекул вплоть до разрушения. Важным механизмом разрушения для большинства материалов, связанных со структурным видоизменением или химическим составом, является коалесценция микропор [7]. Считается, что вызванное приложенной нагрузкой разрушение хрупких частиц, развитие разрушения по межфазной границе между матрицей и волокном способствует образованию микротрещин или пор в исследуемых образцах. Преимущественно они образуются в связи с переориентированием молекул полимера, и растут в плоскости, нормальной к оси приложения напряжения. При увеличении уровня напряжений поры все больше растут и, наконец, коалесцируют с образованием широкого фронта трещины, которая достигая критических размеров, сопровождается полным разрушением (рис. 1 (4, 5)). Таким образом было установлено, что ОП содержащие 15–20 масс. % волокна сульфон-Т в силу большего количества гра-

ниц раздела при одинаковых нагрузках в сравнении с образцами 1–3 достигают разрушения.

Для оценки полной картины поведения материалов при сжатии были рассчитаны механические свойства согласно формулам [9]:

$$\text{- модуль сдвига или модуль жесткости: } G = \frac{E}{2(1 + \nu)}; \quad (2)$$

- модуль объемной упругости или модуль объемного

$$\text{сжатия: } K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)}; \quad (3)$$

$$\text{- параметр Ламе: } \lambda = \frac{E\nu}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)}; \quad (4)$$

$$\text{- коэффициент Пуассона [10] } \frac{\sigma}{E} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}. \quad (5)$$

За счет упрочнения структуры наблюдалось: увеличение модулей Юнга, сдвига, объемной упругости в 1,9; 1,5; 1,4 раза соответственно; повышение коэффициента Пуассона и параметра Ламе на 30 и 130 % соответственно; возрастание предела текучести на 25 единиц; монотонное снижение на 50 МПа пределов пропорциональности и прочности, в сравнении с исходным фенолоном (табл. 2).

Существование перехода от одного типа разрушения к другому позволяет определить относительное количество энергии, поглощаемой в процессе разрушения. Исследовались разработанные ОП однократным ударом на изгиб (рис. 3).

В ходе проведения испытаний было определено, что армирование способствовало повышению поглощаемой энергии при наполнении волокном 5–10 масс.%, после чего наблюдалось монотонное ее снижение. Этот факт также отражен на съемке разрушенных образцов (рис. 4), как переход от относительно гладкой поверхности разрушения, где, по-видимому, преобладают условия плоскодеформированного состояния, до смешанной – связанной с видоизменением структуры.

Таблица 2 – Механические свойства фенолона и органопластиков на его основе

Показатели	0	5	10	15	20
Модуль Юнга (E), МПа	2500	2700	3184	3400	3700
Модуль сдвига (G или μ), МПа	1033,1	1115,7	1273,6	1360	1456,7
Модуль объемной упругости (K), МПа	1436,8	1551,7	2122,7	2266,7	2681,2
Коэффициент Пуассона (ν)	0,21	0,21	0,25	0,25	0,27
Параметр Ламе (λ), МПа	750	810	1243,3	1392,9	1722,4
Предел текучести при сжатии (σ _т), МПа	203,8	216,56	216,56	222,8	229,2
Относительное удлинение при сжатии (ε), %	26	22,5	23,8	23,6	23,3
Предел пропорциональности (σ _{пл}), МПа	146,5	132,5	114,6	101,9	89,2
Предел прочности (σ _в), МПа	636,9	617,8	611,5	598,2	584,9

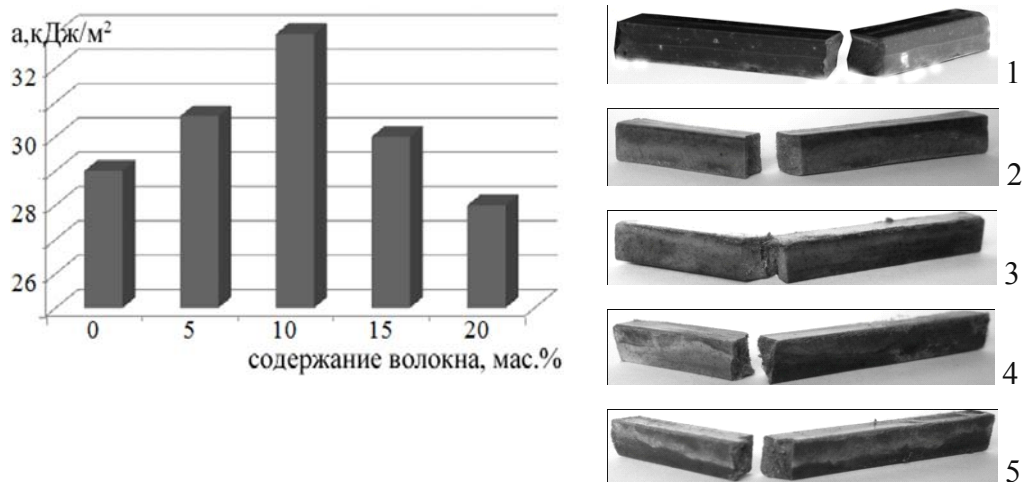


Рис. 3. Влияние содержания 0(1); 5(2); 10(3); 15(4); 20(5) масс. % волокна сульфон-Г на ударную вязкость органопластиков на основе фенилона

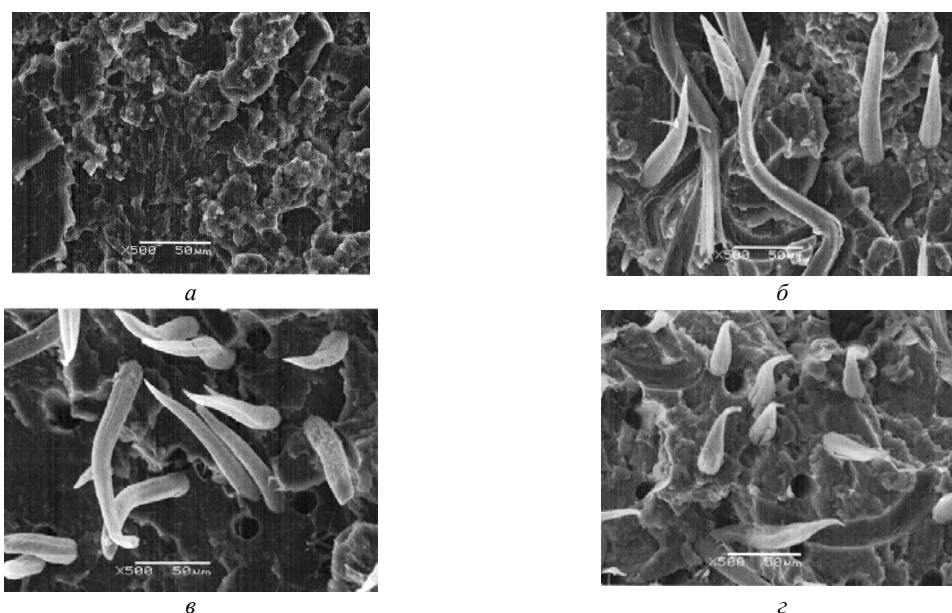


Рис. 4. Электронные микрофотографии исходного полимера (а) и органопластиков на его основе, содержащих 5(б); 10(в); 15(г) масс. % волокна

Исследования микроструктуры излома показали, что использование для армирования органических волокон оказывает существенное влияние на формирование надмолекулярной структуры фенилона. Отчетливо видно, что при введении в исходный полимер ОВ (рис. 4), излом композиции становится трансглобулярным. Волокна в процессе разрушения растягиваются, а не выдергиваются. На рис. 4 в, г видно только несколько отверстий от выдернутых волокон, остальные были разрушены при растяжении, т. е. при разрушении образца образуется трещина по полимерной матрице и в дальнейшем обломки образца держатся на микроволокнах. Также наблюдается образование шейки течения на волокне (рис. 4, б, в, г).

Выводы

Таким образом, были разработаны и исследованы новые ОП на основе ароматического полиамида фенилон. В ходе исследований их прочностных характеристик было установлено, что армирование базового пластика значительно повышает способность материала выдерживать большие нагрузки. Также были определены показатели, которые полностью описывают упругие свойства армированных пластиков. Все полученные данные свидетельствуют о том, что новые ОП – это конструкционные материалы с большим потенциалом возможности.

Список литературы

1. Исследование влияния органического волокна на трибологические свойства самоармированных органопластиков на основе ароматического полиамида / [А. И. Буря, О. А. Набережная, В. И. Колесников, Н. А. Мясникова] // Сборник трудов XIII Российско-Китайского Симпозиума «Новые материалы и технологии» / Под общей редакцией академика РАН К. А. Солнцева. В 2-х томах. – М. : Интерконтакт Наука, 2015. – С. 468–470.
2. Полимеры и их значение [Электронный ресурс] URL: <http://www.otkroveniya86.ru/>
3. Набережная О. А. Органопластики – перспективные материалы будущего / О. А. Набережная, А. И. Буря // Композитные материалы : междунар. науч.-техн. сб. – Д. : [б. в.], 2016. – Т. 9, № 2. – С. 3–33.
4. Федорцов Д. Р. Применение полимеров в машиностроении / Федорцов Д. Р. // Современная техника и технологии. 2014. – № 7. [Электронный ресурс]. URL: <http://technology.snauka.ru/2014/07/4191>
5. Нильсен Л. Механические свойства полимеров и полимерных композиций / Л. Нильсен. – М. : Химия, 1978. – 423 с.
6. Бабович Б.Б. Неметаллические конструкционные материалы: учеб. пособие. – М.: МГИУ. – 2009. – 383 с.
7. Херцберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р. В. Херцберг : пер. с англ. // Под. ред. М. Л. Бернштейна. – М. : Металлургия. – 1989. – 560 с.
8. ИК-спектральный анализ органопластиков на основе фенолона / А. И. Буря, О. А. Набережная, С.П. Сучилина-Соколенко и др. // Научный альманах – 2016. – № 1.– 1(15). – С. 385–392.
9. Физическая энциклопедия : в 5 т. / [гл. редактор Прохоров А. М.]. – М. : Советская энциклопедия. – Т. 2. – 1988. – 704 с.
10. Долбин И. В. Кинетика кристаллизации полимерной матрицы углепластиков: фрактальная трактовка / И. В. Долбин, А. И. Буря, Г. В. Козлов // Композитные материалы: междунар. науч.-техн. сб. – Д. : [б. в.], 2008. – Т. 2, № 1. – С. 3–8.

Одержано 05.12.2015

Буря О.І., Набережна О.О. Органопластики – перспективні конструкційні матеріали

Розглядається отримання нових конструкційних матеріалів на основі ароматичного поліаміду фенолон, армованого дискретними волокнами сульфон-Т. Проводиться оцінка фізико-механічних властивостей отриманих матеріалів і можливість витримувати великі навантаження.

Ключові слова: ароматичний поліамід фенолон, органопластики, міцність, навантаження, деформація, руйнування.

Buria A., Naberezhnaya O. Organoplastics - advanced construction materials

Development of new construction materials based on aromatic polyamide phenylone reinforced with discrete fibers sulfone-T is discussed. An evaluation of the physical and mechanical properties of the materials and the possibility of withstanding heavy loads is given.

Key words: aromatic polyamide phenylone, organoplastics, strength characteristics, stress, deformation, destruction.

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ

Рассмотрена задача эффекта получения высокопрочных экономнолегированных низкоуглеродистых сталей на примере использования нового типа модификаторов. В результате анализа теоретических предпосылок авторы доказывают возможность получения комплекса свойств, присущих легированным среднеуглеродистым сталям, на низкоуглеродистых сталях в случае применения нового модификатора, а так же применения закалки из межкритического интервала температур (МКИ).

Ключевые слова: экономнолегированная, низкоуглеродистая, среднеуглеродистая сталь, комплекс свойств, межкритический интервал температур (МКИ).

Экономнолегированные литые стали широко применяются в современном машиностроении. Однако по основному показателю механической прочности – пределу текучести они существенно уступают среднелегированным сталям. Известно, что именно по этому показателю проводятся конструктивные расчеты на прочность деталей машин.

Важными показателями механических свойств являются также относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость. По этим показателям экономнолегированные стали также уступают среднелегированным.

Среднелегированные стали содержат такие легирующие элементы, как никель, ванадий, молибден, стоимость которых постоянно возрастает. Следовательно, повышение физико-механических свойств экономнолегированных сталей до уровня некоторых среднелегированных позволит значительно снизить себестоимость ответственных деталей машин.

Теоретическую прочность металлических конструкционных материалов можно определить по следующей формуле [1]:

$$\sigma_{сд} = \frac{a}{b} \times \frac{G}{2\pi}, \quad (1)$$

где G – модуль сдвига;

a – межатомное расстояние в направлении скольжения;

b – межплоскостное расстояние.

Для данного класса материалов модули сдвига G или упругости E определяются силами межатомных связей, что характеризует жесткость материалов основы. Чистое железо и высокопрочная легированная сталь имеют практически одинаковые значения $E = 2 \cdot 10^7$ МПа и $G = 0,8 \cdot 10^7$ МПа [2]. Следовательно, потенциальные возможности повышения прочности экономнолегированных сталей не меньше, чем у среднелегированных.

Причиной снижения на несколько порядков предела прочности и текучести по сравнению с теоретическими значениями является наличие дислокаций [3]. Следовательно, повышение прочности металлических материалов может быть достигнуто только двумя путями: получением совершенных бездефектных кристаллов или торможением движения дислокаций методами создания препятствий. В настоящее время отсутствуют технологии, позволяющие получить бездислокационные стальные отливки. Поэтому основным направлением повышения предела текучести литой стали является контролируемое торможение движения дислокаций.

Структура литых сплавов как сложная иерархическая система

В общем, структуру сплавов необходимо рассматривать как сложную систему, состоящую из иерархии подсистем или уровней. Каждый элемент верхнего уровня состоит из множества элементов более низкого уровня. Элементы смежных уровней отличаются по своей природе, механизмам формирования и размерам (на два-три порядка). Существуют такие уровни структуры: макроструктура, микроструктуры, субструктура, мезоструктура, атомная структура.

Макроструктура. Основные структурные элементы уровня – зерна первичной кристаллизации. Размер элементов: 10^{-1} – 10^{-3} м.

Микроструктура. Основные элементы – зерна вторичной кристаллизации. В сплавах, которые не имеют аллотропных преобразований макро- и микроструктуры объединяются в один уровень. Размерность элементов $5 \cdot 10^{-3}$ – 10^{-5} м.

Субструктура. Основные элементы – блоки, которые разграничиваются сосредоточением дислокаций, мелкими выделениями, возникающими в процессе термической обработки. Неметаллические включения находятся в граничной области микро- и субструктуры.

Размерность элементов: 10^{-5} – 10^{-8} м.

Мезоструктура. Основные элементы атомно-кристаллические решетки и фрагменты дислокаций кристаллической решетки и другие дефекты твердого металла. Размер элементов: $5 \cdot 10^{-8}$ – $1 \cdot 10^{-10}$ м.

Атомарный уровень. Элементы уровня атомы и их внешняя электронная оболочка. Размер элементов: 10^{-10} – 10^{-13} м.

В качестве объекта исследования выбрана хорошо зарекомендовавшая себя и широко распространённая марка стали 20ХГСЛ. На атомном уровне предполагается дополнительное легирование стали специальными легирующими добавками, что не целесообразно с экономической точки зрения. На уровне мезоструктуры упрочнение достигается обработкой давлением, для литых деталей такой метод упрочнения ограниченно применим, и требует дополнительного сложного оборудования. На уровне субструктуры возможно увеличение удельной зернограничной площади, и управление неметаллическими включениями. На уровне микроструктуры повышение прочности можно достичь за счет благоприятной формы размеров структурных составляющих. На уровне макроструктуры существенное влияние на прочность оказывает размер литого зерна. Из вышеизложенного следует, что целесообразно на свойства литой стали воздействовать на трех иерархических уровнях, субструктура, микроструктура и макроструктура. Процесс формирования макроструктуры и субструктуры целесообразно проводить в жидком металле с фиксацией при последующей кристаллизации. Для улучшения микроструктуры необходимо подобрать рациональный режим термической обработки. Термообработку опытного варианта проводили из межкритической области. Для отработки режимов использовали лабораторную печь, с размещением термопары непосредственно в образце. Опытная сталь подвергалась закалке из межкритического интервала температур (МКИ), выбор температурного режима аустенизации определяли опытным путем на аналогичной стали в работе [2], время аустенизации составляло 1,5 часа. Температура отпуска определена в работе [3], так же определена согласно уравнению регрессии оптимальная точка для ударной вязкости и временного сопротивления. Оптимум свойств соответствовал температуре отпуска $450\text{ }^{\circ}\text{C}$. Металл разливали в формы для стандартных образцов, из которых изготавливались образцы для металлографических исследований и механических испытаний. На уровне субструктуры – необходимо было получить включения глобулярной формы (уменьшение концентраторов напряжений). На уровне макроструктуры необходимо было ввести в расплав центры кристаллизации. В качестве центров кристаллизации использовали дисперсное карбонильное железо (рисунок 1, диаграмма распределения частиц по размерным группам – рисунок 2). Преимуществом карбонильного железа, по сравнению с неметаллическими инокюляторами (TiN и т. д.) являет-

ся изогипная кристаллическая решетка. Механизм воздействия на кристаллизацию предполагается следующий – вначале вокруг частицы идет локальное охлаждение расплава, по мере прогрева начинается процесс растворения поверхностного слоя частиц. Одновременно происходит охлаждение общей массы расплава. При достижении температуры солидуса в расплаве должно оставаться достаточное количество частиц карбонильного железа для инициирования процесса кристаллизации из этих центров. В виду скоротечности процессов кристаллизации для успешного модифицирования необходим комплексный модификатор. В данном случае – карбонильное железо, в смеси с порошком силикокальция, размещенное в алюминиевой капсуле.

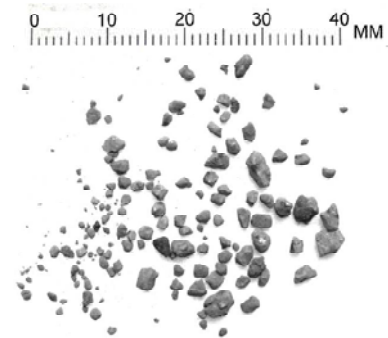


Рис. 1. Дисперсное карбонильное железо

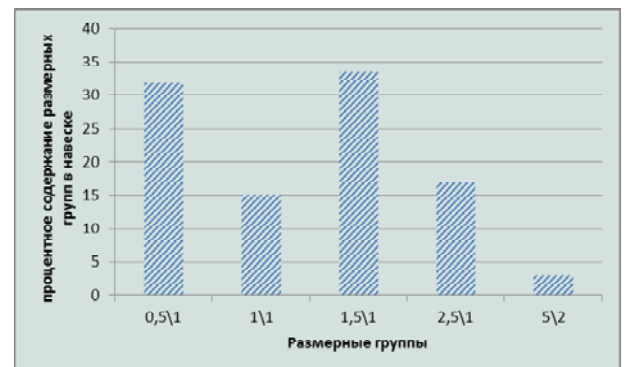
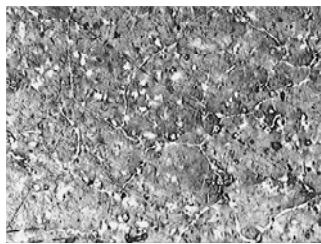
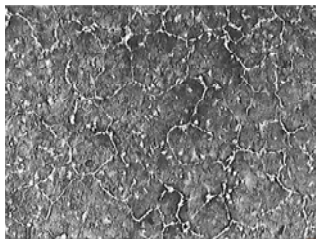


Рис. 2. Диаграмма распределения частиц карбонильного железа по размерным группам

Исследовали макроструктуру образцов стали 20ХГСЛ опытного и сравнительного варианта. Исследование микроструктуры проводили на световых микроскопах, оснащенных цифровыми фото- и видеокameraми, субструктуры – на трансмиссионном электронном микроскопе. Травление на макроструктуру проводили в 4 % спиртовом растворе HNO_3 . На рисунке 1 представлена макроструктура. Методами количественной металлографии установили, что средний размер литого зерна опытного варианта в 3 раза меньше металла, выплавленного по традиционной технологии.



a



б

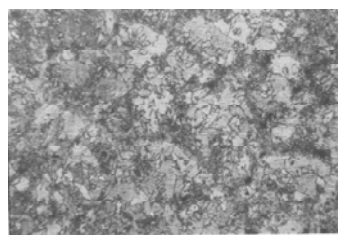
Рис. 3. Макроструктура стали 20ХГСЛ:

a – стандартная технология, *б* – опытный вариант

Микроструктура стали 20ХГСЛ (традиционный вариант) после термообработки. Литой образец (рисунок 4, *a*). Для термообработанного образца из МКИ характерна структура отпущенного мартенсита, расположенного в междоусьях дендритов, скопления ферритных зерен наблюдаются в осях дендритов. Отпущенный мартенсит оконтуривает ферритные зерна. Содержание мартенсита около 10 % (рисунок 4, *б*).



a



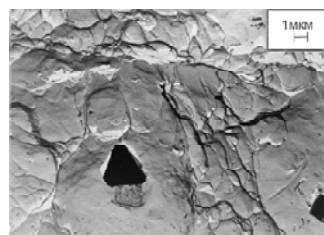
б

Рис. 4. Микроструктура стали 20ХГСЛ по традиционной технологии:

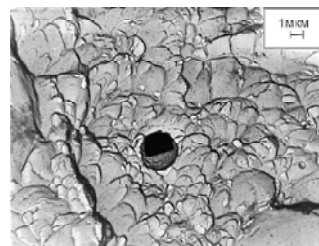
a – литая микроструктура, *б* – микроструктура после термообработки

Неметаллические включения. Все включения очень мелкие с размерами в 1–1,5 мкм. Распределяются в структуре металла сравнительно равномерно, иногда образуют небольшие скопления. Характерной особенностью таких НВ является то, что они располагаются в теле зерна и не обнаруживаются по границам струк-

турных составляющих сплава. Проведенное исследование показало, что в составе НВ отсутствуют остроугольные, четко ограниченные кристаллы, образующиеся обычно в жидком металле, все исследованные включения дисперсные, имеют несовершенную глобулярную кристаллическую форму и равномерно распределены в структуре металла. Взаимосвязь фазового состава, морфологии и топографии включений свидетельствуют о том, что они образуются в период кристаллизации и охлаждения металла, образования структурных составляющих и являются неотъемлемой частью структуры металла. Это согласуется с общими представлениями условий кристаллизации сплавов. Исследовали микроизломы образцов после испытаний на ударный изгиб. Микроизлом стали 20ХГСЛ, выплавленной по традиционной технологии (раскисление алюминием) представлял собой чередование участков вязкого ямочного излома и фрагментов хрупкого микроизлома, окружающих остроугольные неметаллические включения (рис. 5, *a*). Микроизлом опытного металла был вязким, ямочным, в изломе встречались дезориентированные глобулярные неметаллические включения гетерогенного происхождения, вокруг которых отсутствовали локальные зоны разрушения (рис. 5, *б*).



a



б

Рис. 5. Микроизломы стали 20ХГСЛ:

a – сталь, выплавленная по традиционной технологии (раскисление алюминием);
б – сталь опытного варианта (комплексное модифицирование)

Механические испытания опытного варианта стали 20ХГСАЛМ в сравнении с выбранной в качестве эталона среднелегированной сталью 202ХН3А и сталью 20ХГСАЛ, выплавленных по традиционным технологиям, приведены в таблице 1.

Из таблицы 1 видно, что сталь опытного варианта значительно превосходила по механическим свойствам сталь обработанную по традиционной технологии. Образец 3 против образца 2.

Таблиця 1 – Механические свойства группы легированных сталей

	Марка стали	Твердость, НВ	Предел прочности, σ_b , МПа	Предел текучести, σ_T , МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²
1	20ХН3А	276	930	735	69
2	20ХГСАЛ	245	780	640	59
3	20ХГСАЛМ	420	1350	1096	62
4	20ХГСАЛ	300	902	693	45

Таблиця 2 – Прогнозирование целесообразности замены среднелегированной стали 20ХН3А модифицированной экономнолегированной сталью 20ХГСАЛМ

Номер частного параметра в ранжированной последовательности	Параметр	Числовые значения параметров		$K_n, P/P_0$	Значения нормированной функции, $\varphi(i)$	Произведения, $\varphi(i) \cdot K_n$	Обобщенный критерий K_1	
		Модифицированная сталь 20ХГСАЛМ	Стандартная сталь 20ХН3А					
1	σ_T , МПа	1096	735	1,5	1,0	1,5		
2	Цена, грн	17675	20785,8	1,18	1,0	1,18		
3	КСУ, МДж/м ²	62	69	1,12	0,75	0,84		
Сумма						2,75	3,52	1,28

Выводы

1. Показаны возможности существенного повышения основных механических свойств литых экономнолегированных сталей.

2. Установлено, что наиболее эффективное воздействие на механические свойства возможно на следующих иерархических уровнях: макроструктуры, микро-структуры и субструктуры. По уровням: макроструктура – измельчение литого зерна, микро-структура – создание оптимальных структурных элементов, суб-структура – управление природой, содержанием неметаллических включений.

3. Указанные воздействия реализованы применением комплексного модификатора.

4. Теоретические предпосылки подтверждены результатами экспериментальных исследований, которые показали возможность замены среднелегированной стали 20ХН3А на экономнолегированную сталь 20ХГСАЛМ, выплавленную по усовершенствованной технологии.

Список литературы

1. Александров А. В. Основы теории упругости и пластичности : учебник для вузов / Александров А. В. – М. : Высшая школа, 1990. – 399 с.
2. Хирт Дж. Теория дислокаций / Хирт Дж., Лоте И. : пер. с англ. – М., 1972. – 600 с.
3. Владимиров В. И. Физическая теория пластичности и прочности : учебное пособие. I часть / Владимиров В. И. – Л. : ЛПИ, 1973. – 120 с.

Одержано 01.12.2015

Бялик Г.А., Мохнач Р.Е., Гонтаренко В.І. Підвищення фізико-механічних властивостей економнолегованих литих сталей

Розглянуто завдання ефекту отримання високоміцних економнолегованих низьковуглецевих сталей на прикладі використання нового типу модифікаторів. У результаті аналізу теоретичних передумов автори доводять можливість отримання комплексу властивостей, властивих легованим середньовуглецевим сталям, на низьковуглецевих сталях у разі застосування нового модифікатора, а так само застосування загартування з міжкритичного інтервалу температур (МКІ).

Ключові слова: *економнолегована, низьковуглецева, середньовуглецева сталь, комплекс властивостей, міжкритичний інтервал температур (МКІ).*

Bialik G., Mohnach R., Gontarenko V. Improved physical and mechanical properties of cast economy alloyed steels

The problem to consider the effect of receipt of high durable economy alloyed low-carbon steel on the example of the use of new type of modifiers is studied. As a result of analysis of theoretical pre-conditions authors prove possibility of receipt of complex of properties inherent alloyed middling carbon steel, on Low carbon steel in case of application of new modifier, and similarly applications of tempering from the intercritical interval of temperatures (IIT).

Key words: *high durable economy alloyed, low-carbon steel, complex of properties, intercritical interval of temperatures (IIT).*

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 669.017:539:621.78.011

Канд. техн. наук Я. А. Чейлях¹, д-р техн. наук А. П. Чейлях²

¹ ПАО «Мариупольский металлургический комбинат имени Ильича»,

² ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет»;
г. Мариуполь

ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАСТАБИЛЬНОГО Fe-Cr-Mn МЕТАЛЛА

Предложено моделирование формирования химического, фазового составов и структуры наплавленного Fe-Cr-Mn износостойкого металла с оценкой его метастабильности в зависимости от наплавочно-технологических параметров наплавки. Установлен послойно-ступенчатый механизм формирования химического и фазового составов наплавленного металла, регулируемый степенью проплавления слоев, обеспечивая дифференцированную метастабильность аустенита.

Ключевые слова: наплавленный металл, степень проплавления, моделирование, аустенит, мартенсит, метастабильность.

Введение

Создание эффективных механизмов научно обоснованного проектирования составов порошковых наплавочных материалов и управления формированием наплавленного металла (НМ) и его эксплуатационными свойствами является актуальной научной и практической задачей [1, 2]. Ее решение применительно к метастабильно-аустенитному износостойкому металлу усложняется особенностями трансформации полученной при наплавке структуры в процессе изнашивания, что существенно влияет на эксплуатационные свойства [3–5].

При многослойной наплавке установлено [6], что химический состав формирующихся слоев существенно зависит от доли основного металла в наплавленном. Однако данные о послойном распределении химических элементов, фазового состава и структуры НМ в литературе отсутствуют, адекватной физико-математической модели его формирования пока нет. Следует особо подчеркнуть, что от этих химических и фазово-структурных факторов, в свою очередь, существенно зависит количество и степень метастабильности аустенита в аустенитно-метастабильном НМ, что оказывает влияние на его механические и эксплуатационные свойства [4, 5].

Целью настоящей работы является создание адекватной модели формирования химического и фазового состава НМ с учетом наплавочно-технологических

параметров для управления свойствами через регулирование метастабильности структуры.

Материал и методика исследования и разработки модели

Для построения модели использовались результаты исследований НМ марок 20Х10Г8СТАФ, 12Х12Г9СТАФ, 12Х13Г12СТАФ и др., разработанные для электродуговой наплавки деформационно-метастабильного Fe-Cr-Mn металла [7]. Наплавка производилась разработанной порошковой проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ диаметром 4,0 мм на сварочном автомате А1401 с источником питания ВДУ 1200 под флюсом АН-348 на подложку из стали Ст. 3 и стали 45 при следующих режимах – сварочный ток 320...500 А, напряжение дуги 28...32 В, скорость наплавки составляла $V_{напл.} = 18...38$ м/ч, количество слоев от 3 до 6.

Послойный анализ химического состава производился на вакуумных квантометрах «Spectrovac 1000» и «SpectroMAXx» спектральным методом (с шагом 1 мм), а также на металлографических шлифах микрорентгеноспектральным методом на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе «Ultra 55» с шагом 0,2 мм. Фазовый анализ НМ производился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в железном K_{α} -излучении, в интервале углов 2θ 54...58 град. Макроскопический анализ проводился на поперечных и продольных макрошлифах наплавленного металла с глубоким трав-

лением смесью кислот (100 мл HCl, 10 мл HNO₃ и 100 мл H₂O). Изучение микроструктуры производили на поперечных и продольных шлифах с использованием микроскопов «Neophot-21» и «Nikon Eclips L150» снабженных цифровыми видеокамерами при увеличениях от 50 до 1000 крат. За основу построения модели взята методика оценки содержания химических элементов в наплавленном слое от величины доли основного металла в наплавленном, приведенная в работе [6] и модель влияния легирующих элементов (Cr, Mn, Si) и углерода на мартенситные критические точки M_n и M_k и фазовый состав Fe-Cr-Mn НМ [8].

Моделирование процесса послойного формирования НМ

Установлены следующие факторы, определяющие химический состав НМ:

- химический состав наплавочной порошковой проволоки, количество наплавленных слоев;
- степень проплавления металла основы и последующих слоев, определяемая долей участия основного металла и предыдущих слоев в наплавленном (N);
- степень перекрытия наплавляемых валиков;
- возможность дополнительного легирования металла из флюсующего материала, а также при последующих технологиях обработок.

В свою очередь химический состав получаемого метастабильного НМ через влияние легирующих элементов определяет положение критических точек (прежде всего т. M_n и т. M_k), формирование фазового состава (количество мартенсита закалки и метастабильного аустенита) и микроструктуры [8], поскольку при охлаждении НМ для выбранных диапазонов легирования реализуется мартенситное превращение. Полученный фазовый состав существенно влияет на степень деформационной метастабильности аустенитной составляющей структуры НМ, что в совокупности и определяет формирование эксплуатационных характеристик [4]. Это обусловлено тем, что в поверхностном слое НМ развивается деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение непосредственно в процессе изнашивания (ДМПИ), вызывающее сильное самоупрочнение, релаксацию микронапряжений, перераспределение и поглощение значительной части подводимой механической энергии [4, 5].

Степень проплавления количественно определяется долей участия основного металла и последующих слоев в наплавленном:

$$N = \frac{P_o}{P}, \quad (1)$$

где P_o – площадь проплавления, определяемая на поперечных макрошлифах; P – общая площадь наплавки, определяемая на поперечных макрошлифах.

N эффективно регулируется наплавочно-технологическими параметрами процесса наплавки: сила тока (I); напряжение дуги (U); скорости наплавки ($V_{напл.}$) и пода-

чи наплавочного материала при наплавке одинакового валика ($V_{пров.}$); диаметр проволоки (d), перекрытие валиков. С учетом содержания углерода, технологических легирующих элементов и заданного химического состава можно рассчитать примерное содержание элементов в каждом наплавленном слое с учетом степени проплавления и доли участия основного металла в наплавленном [6]:

$$C_9^{nm1} = C_9^o \cdot N + C_9^z \cdot (1 - N), \quad (2)$$

где C_9^o – содержание элемента в металле основы; C_9^z – заданное содержание элемента.

При многослойной наплавке химический состав определяется разбавлением предыдущего слоя и долей его участия в формировании каждого последующего слоя ($N_1, N_2, N_3, \dots, N_i$). Причем установлено, что любые сочетания долей участия основного металла в наплавленном, одинаковые по сумме ($N_1 + N_2 + N_3, \dots, N_i$) дают одинаковый химический состав итогового (верхнего) наплавленного слоя. Чем меньше степень проплавления каждого из слоев, тем быстрее достигается заданный химический состав НМ. На основании анализа формирования состава каждого из наплавленных слоев выведено уравнение расчета содержания элементов, в i -том наплавленном слое:

$$C_9^{nmi} = C_9^o \cdot N_1 \cdot N_2 \cdot N_3, \dots, N_i + C_9^z (1 - N_1 \cdot N_2 \cdot N_3, \dots, N_i). \quad (3)$$

Зависимость (3) может использоваться для расчета химического состава НМ при различающихся степенях проплавления каждого слоя, что часто и бывает на практике. При соблюдении одинаковых режимов и параметров наплавки каждого слоя, а, следовательно, и равной доли основного металла в наплавленном, зависимость (3) примет следующий вид:

$$C_9^{nmi} = C_9^o \cdot N^i + C_9^z (1 - N^i). \quad (4)$$

С учетом возможного окисления (угара) легирующих элементов (что может иметь место при наплавке открытой дугой), либо поступления легирующих элементов из флюса, выражения (3) и (4) должны быть дополнены слагаемыми $\pm \Delta C_9^\phi$, характеризующим вклад в химический состав НМ, аналогично данным работы [6]:

$$C_9^{nmi} = C_9^o \cdot N_1 \cdot N_2 \cdot N_3 \cdot \dots \cdot N_i + C_9^z (1 - N_1 \cdot N_2 \cdot N_3 \cdot \dots \cdot N_i) \pm \Delta C_9^\phi. \quad (5)$$

$$C_9^{nmi} = C_9^o \cdot N^i + C_9^z (1 - N^i) \pm \Delta C_9^\phi. \quad (6)$$

Из анализа полученных уравнений (3), (4), (5), (6) следует вывод: чем меньше степень проплавления и, соответственно доля участия основного металла в наплавленном (N), тем быстрее и при меньшем количе-

стве слоев, достигается заданный химический состав НМ. При различной доле участия основного металла в каждом из наплавленных слоев многослойной наплавки, результат вычисления содержания элементов определяется с учетом их произведения ($N_1 \cdot N_2 \cdot N_3 \dots N_i$).

По полученным расчетным результатам послойного химического состава построена модель формирования химического и фазового состава, на примере использования проволоки ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ, которая в конечном итоге при многослойной наплавке дает аустенитно-метастабильный НМ.

Установлены следующие граничные условия разработки модели:

- в пределах каждого наплавленного слоя химический состав примерно одинаков в связи с хорошим перемешиванием расплава сварочной ванны;
- при переходе межслойной границы содержание легирующих элементов и углерода должно изменяться скачкообразно (в пределах узкой границы);
- толщина и состав каждого из наплавленных слоев регулируется технологическими параметрами, указанными выше ($I, V_{напл.}, V_{пров.}, d$).

Графическая интерпретация модели формирования химического и фазового состава НМ по слоям в общем виде приведена на рис. 1. После наплавки первого слоя на нелегированную сталь-основу (Ст. 3) содержание легирующих элементов в 1-м слое НМ резко увеличивается при переходе границы сплавления и на протяжении этого слоя средняя концентрация остается приблизительно одинаковой, что соответствует горизонтальному участку кривой распределения концентраций. Однако заданное содержание легирующих элементов обычно не достигается. После наплавки 2-го слоя вследствие проплавления 1-го слоя с определенной N в наплавленном (2-м слое) концентрация легирующих элементов резко увеличивается на границе сплавления, и приблизительно сохраняется постоянной по толщине этого (2-го) слоя (рис. 1, кривые 1, 2). Аналогично формируется химический состав 3-го слоя и последующих слоев.

Содержание углерода также ступенчато (каскадно) изменяется по слоям в сторону увеличения, или напротив, уменьшения (как это показано на рис. 1, кривые 5 и 6) в зависимости от его содержания в металле-основе по отношению к содержанию в порошковой проволоке. В 4...6 слоях концентрация элементов будет соответствовать заданному составу порошковой проволоки (даже при большой степени проплавления и доли основного металла в наплавленном), что и бывает обычно на практике.

Чем больше скорость наплавки и меньше сила сварочного тока в изученных пределах ($V_{напл.} = 18...38$ м/час, $I = 320...500$ А), тем меньше доля участия металла каждого предыдущего слоя в формировании последующего, тем уже зона межслойного сплавления и больше разница в концентрациях элементов между каскадами (горизонталями на концентрационных кривых послой-

ного анализа). Соответственно тогда в поверхностных третьем и четвертом слоях содержание элементов примерно будет соответствовать заданному составу порошковой проволоки.

Чем больше N , тем меньше высота ступенек увеличения (уменьшения, например для углерода) концентрации элементов в слоях, тем больше требуется наплавливать слоев для достижения заданного химического состава. И наоборот, чем меньше N , тем больше высота первой ступеньки и меньше высота остальных, тем меньше требуется наплавленных слоев для получения заданного химического состава.

Расчетные результаты формирующихся послойно марок Fe-Cr-Mn сталей и их качественный фазовый состав при трехслойной наплавке, например, проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ приведены в таблице 1. Анализ построенной модели изменения химического и фазового состава НМ по слоям с различными N_1, N_2, N_3 и т. д. показывает следующее. При малой степени проплавления при формировании каждого слоя ($N_1, N_2, N_3 \leq 0,3$) заданный химический состав НМ проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ достигается уже в третьем слое, который отвечает марке стали 12Х13Г12СТАФ аустенитного класса (с метастабильным аустенитом). При средних значениях степени проплавления ($N_1, N_2, N_3 \approx 0,5$) заданный химический состав НМ может быть получен только в 4-м или даже 5-м слоях. В третьем же слое он будет соответствовать марки 14Х12Г11СТАФ аустенитного класса с недолегированием по хрому ($\sim 1,5\%$), марганцу ($\sim 1,5\%$).

В случаях большой степени проплавления ($N_1, N_2, N_3 \approx 0,7$) состав третьего слоя будет соответствовать марке НМ 15Х9Г8СТАФ (с недостатком легирования по хрому и марганцу на $\approx 4\%$, по кремнию $\approx 0,6\%$, содержание ванадия и титана может быть на нижних пределах). В результате эта наплавленная сталь относится к мартенситно-аустенитному классу. Вероятно, при наплавке с одинаковой степенью проплавления ($N \approx 0,7$) получение заданного химического состава будет возможно лишь в 6...7 слоях.

При использовании других наплавочно-технологических параметров, обеспечивающих промежуточные степени проплавления ($0,3 < N_i < 0,7$) в различных вариациях по слоям дадут аналогичную послойно-ступенчатую картину изменения химического и фазового состава НМ с расположением ступенек в промежуточных областях рассмотренным выше (см. рис. 1).

Конечно, с большой долей уверенности можно утверждать, что в пределах любого наплавленного слоя состав по содержанию каждого из компонентов не может быть абсолютно одинаков по глубине зоны, как это представлено на модели (см. рис. 1). В силу некоторого возможного разброса концентраций элементов в порошковой проволоке и достаточно большой скорости наплавки ($V_n = 18...38$ м/час), не позволяющей абсолютно выровнять концентрации элементов, нужно допустить некоторые колебания значений концентраций ком-

Таблиця 1 – Расчетные результаты формирующихся послойно марок сталей и фазовый состав при трехслойной наплавке проволокой ПП-Нп-12Х13Г12САФ в зависимости от доли основного металла в наплавленном (N)

№ слоя	N для НМ номеров			Марка НМ	Фазовый состав
	№ 1	№ 2	№ 3		
1	0,3	-	-	14Х9Г8СТАФ	М+А
2	0,3	0,3	-	12Х11Г9СТАФ	А+М
3	0,3	0,3	0,3	12Х13Г12СТАФ	А
1	0,5	-	-	17Х7Г6СТАФ	М+А
2	0,5	0,5	-	14Х10Г9СТАФ	А+М
3	0,5	0,5	0,5	14Х12Г11СТАФ	А
1	0,7	-	-	19Х5Г4СТАФ	М
2	0,7	0,7	-	16Х7Г6СТАФ	М+А
3	0,7	0,7	0,7	15Х9Г8СТАФ	А+М

Примечание: М – мартенсит закалки; А – аустенит.

понентов в пределах каждого наплавленного слоя. Не исключено, что даже в пределах каждого слоя возможны ликвационные колебания и изменения концентраций компонентов в некоторых, очевидно, небольших пределах.

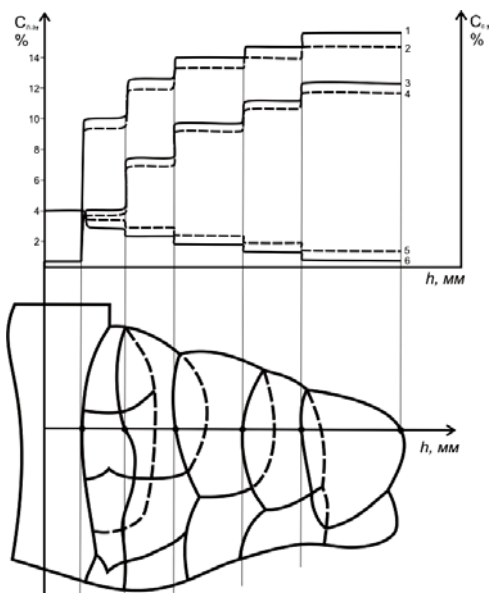


Рис. 1. Графическое представление модели распределения содержания легирующих элементов по слоям в наплавленном металле:

1, 2 – хром; 3, 4 – марганец; 5, 6 – углерод;
сплошные – $N \approx 0,3$; пунктирные – $N \approx 0,5$

Экспериментальное подтверждение адекватности разработанной модели реальным процессам формирования Fe-Cr-Mn наплавленного металла

Для подтверждения адекватности построенной модели реальным процессам формирования слоев НМ, проведена наплавка проволокой ПП-Нп-12Х13Г12СТАФ на подложку из Ст. 3 с разной степенью проплавления ($N = 0,3$ и $N \approx 0,6 \dots 0,7$). Таким образом, формирование валиков в этих двух вариантах было ориентировочно «в высоту» (при $N = 0,3$) и «в ширину»

(при $N = 0,7$). По аналогии с построенной моделью (см. рис. 1) на рисунке 2 приведены изменения содержания компонентов по вертикальному поперечному сечению (вертикально, снизу-вверх) по данным спектрального квантометрического анализа. Сравнение экспериментальных результатов с теоретической моделью показывает большую степень сходства. Также как и в модели, содержание элементов по толщине НМ изменяется послойно-ступенчато в соответствии с толщиной наплавленных слоев. В пределах каждого слоя наблюдается колебание концентрацией элементов в небольших пределах в силу некоторой ликвации, свойственной при использовании порошкового наплавочного материала [1, 2]. На полученных концентрационных зависимостях четко наблюдается протяженность каждого из наплавленных слоев. Сравнение состава НМ с разной долей участия основного металла в наплавленном ($N_{cp} \approx 0,29 \dots 0,31$ и $N_{cp} \approx 0,7 \dots 0,76$) обнаруживает отличия в содержании основных элементов (Cr, Mn, Si) по слоям. В наплавке, выполненной с небольшой степенью проплавления ($N_{cp} \approx 0,3$) конечный состав (третьего слоя) соответствует марке 20Х12Г9СТАФ с аустенитной метастабильной структурой. В наплавке, выполненной с достаточно большой $N_{cp} = 0,7 \dots 0,76$, состав третьего слоя соответствует марке 20Х10Г8СТАФ с меньшим содержанием легирующих элементов (~ 8 % Cr, ~ 6 % Mn, 0,6...0,8 % Si), и как результат – мартенситно-аустенитного класса. Для получения заданного химического состава (с ~13 % Cr, ~12 % Mn) в этом случае необходимо наплавлять не менее 4...5 слоев с теми же параметрами режимов наплавки.

Микрорентгеноспектральный анализ НМ, выполненный с использованием автоэмиссионного электронного микроскопа «Ultra-55», в целом подтверждает правильность и адекватность построенной модели распределения легирующих элементов по вертикальному сечению наплавки. Полученные зависимости распределения элементов в многослойных наплавках приведены на рис. 3, который в верхнем слое соответствует марке НМ 20Х12Г9СТАФ. Характер полученных зависимостей так же, как и в квантометрическом спектраль-

ном анализе – послойно-ступенчатый (если усреднить точки). Очевидно, каскады или горизонтальные полки ступеней по своей протяженности соответствуют толщине наплавленных слоев.

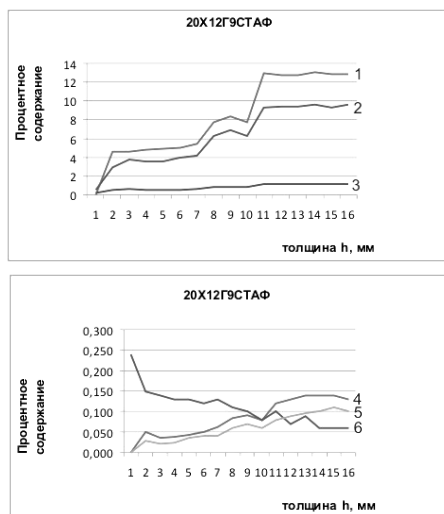
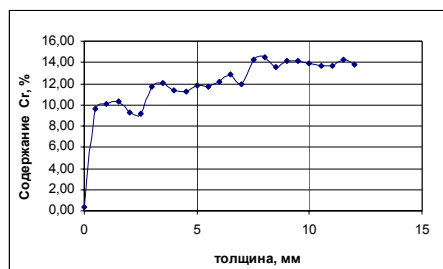
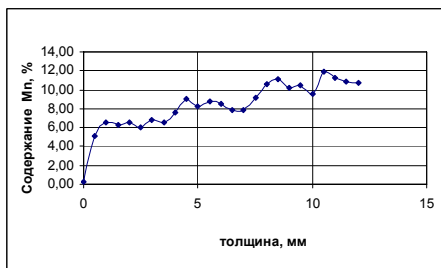


Рис. 2. Изменение содержания легирующих элементов по толщине металла 20X12Г9СТАФ, трехслойно наплавленно-го порошковой проволокой ПП-Нп-12X13Г12СТАФ (квантометр «СпектроМАХх»):
1 – Cr; 2 – Mn; 3 – Si; 4 – V; 5 – Ti; 6 – C



а



б



в

Рис. 3. Распределение легирующих элементов по толщине трехслойной наплавки стали 20X12Г9СТАФ:
а – хром; б – марганец; в – кремний

Из анализа полученных экспериментальных зависимостей содержания элементов по толщине наплавленных слоев (см. рис. 2, 3) следует, как это уже отмечалось выше, что по химическому составу полученные слои соответствуют разным маркам Fe-Cr-Mn сталей. Эти различия в содержании основных элементов: Cr, Mn, Si, C определяют положение т. M_H , т. M_K и формирующийся при охлаждении фазовый состав НМ, в частности количество мартенсита закалки и остаточного аустенита. Дифференцированный, но закономерно изменяющийся химический состав каждого из слоев (в пределах: 0,1...0,2 %C, 8...13 % Cr; 6...13 %Mn; 0,8...1,4 %Si) обуславливает различные соотношения между аустенитом и мартенситом в достаточно широких пределах (от 0 до 100 % каждой из этих фаз). В первом слое обычно преобладает мартенсит закалки, в последнем – аустенит. От этого соотношения зависит степень метастабильности аустенита, кинетика развития ДМПИ [4] и, соответственно, формирование свойств.

Правильность полученных с помощью построенной модели формирования фазового состава и микроструктуры по слоям НМ подтверждает зависимость твердости по толщине многослойной наплавки, соответствующей марки 20X12Г9СТАФ в верхнем слое (рис. 4). В результате 3...4-й (поверхностные) слои имеют твердость HRA 64...65, соответствуют аустенитной метастабильной структуре, отвечающей этой марке. На глубине 7...8 мм от поверхности твердость возрастает до HRA 70...75, что объясняется меньшим содержанием хрома и соответствует аустенитно-мартенситной, а затем мартенситно-аустенитной структуре со значительной долей более твердой составляющей – мартенсита закалки. Это фазово-структурное состояние соответствует маркам стали 12X11Г9СТАФ и 14X9Г8СТАФ (см. табл. 1). Другой причиной более высокой твердости является образование мартенсита закалки в зоне термического влияния (ЗТВ), приходящейся на предыдущий наплавленный слой при наплавке последующего. Затем на большей глубине твердость резко снижается до HRA 49...52, что соответствует переходу к основному металлу (Ст. 3) в ЗТВ.

Характер изменения твердости и фазового состава подтверждают результаты микроскопического анализа с помощью оптической и сканирующей электронной

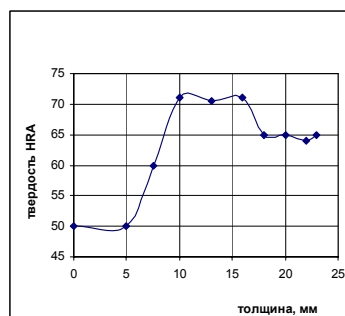


Рис. 4. Изменение твердости по толщине наплавленной стали 20X12Г9СТАФ

микроскопії. Так, для сталі 20X12Г9СТАФ, наплавленної с невисокою ступенню проплавлення ($N \approx 0,28 \dots 0,3$) в 3...4 шари поверхневий шар на більшу глибину має аустенитну метастабільну структуру, після якої слідує аустенитно-мартенситна, далі мартенситно-аустенитна, потім – переважно мартенситна с невеликим кількістю $A_{ост}$. При значительній ступені проплавлення ($N \approx 0,7 \dots 0,76$), поверхневий шар відповідає сталі 20X10Г8СТАФ с аустенитно-мартенситною структурою. Поступово по глибини наплавлених шарів структура переходить в мартенситно-аустенитну, а потім в переважно мартенситну с невеликим кількістю $A_{ост}$ (рис. 5).

Таким образом, вперше отримані закономірності шарово-ступінчастого характеру зміни хімічного складу по товщині наплавленого Fe-(0,1...0,2%)C-(8...13%)Cr-(6...12%)Mn-(0,8...1,4%)Si металу, які визначають градієнтне чередування структури від мартенситно-аустенитної у зоні сплавлення до аустенитно-мартенситної (в середніх шарах) і аустенитної – в поверхневому шарі, що дозволяє регулювати метастабільність структури, забезпечити підвищену здатність до самоадаптації при зношенні для підвищення експлуатаційних властивостей.

Електронно-микроскопічні дослідження с локальним мікрорентгеноспектральним аналізом показали, що легуючі елементи, особливо хром і марганец диференційовано розподілені між фазами (таблиця 2). Так, в наплавленій сталі 20X10Г8СТАФ на значительній глибині аустенит в більшій ступені збагачений хромом – 10,22% Cr (рис. 5, табл. 2: д) – спектр 2), ніж мартенсит (~ 6,10% Cr). Останній, однак, більше містить марганца ~14,48% і кремнія ~ 3,18% (см. рис. 5, табл. 2: д) – спектр 1).

Это можно объяснить некоторой динамической избирательностью в локальном распределении химических элементов, а также некоторыми колебаниями состава порошковой проволоки по ее длине. Таким образом, правильность и адекватность построенной физико-математической модели изменения химического и фазового состава, микроструктуры по слоям НМ, полностью подтверждается результатами экспериментальных исследований, в том числе с использованием современных методов.

Для более наглядного представления особенностей шарового формирования НМ заданного легирования в работе сделана попытка объединения разработанной модели и модели, отражающей зависимость фазового состава от химического через положение мартенситных точек [8]. На рисунке 6 представлена интеграционная схема двух разработанных моделей формирования химического, фазового составов НМ через влияние легующих элементов на t_{M_n} (а т. M_n на количество мартенсита закалки (при охлаждении НМ до комнатной температуры) и аустенита, и шарового характера их распределения. В зависимости от содержания легующего элемента (Cr, Mn, Si) (по вертикаль-

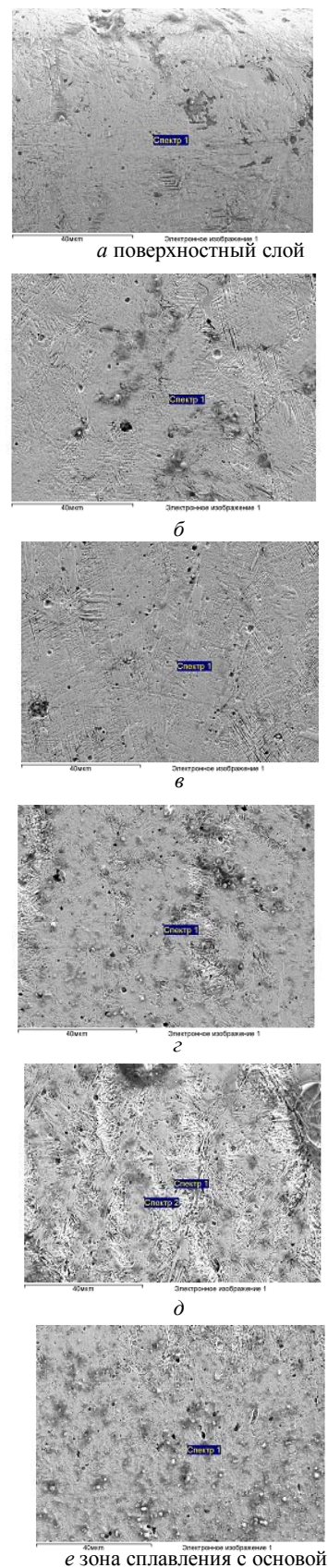


Рис. 5. Зміна мікроструктури наплавленого металу 20X10Г8СТАФ від поверхні (а) до основного металу (е) відповідно шарово-ступінчастому зміні хімічного складу (см. табл. 2)

Таблица 2 – Изменение химического состава НМ марки 20Х10Г8СТАФ от поверхности (а) к зоне сплавления с основным металлом согласно чередованию микроструктуры по рис. 5

Обозначение	Расстояние от поверхности, мм	Cr, %	Mn, %	Si, %	Структура
а)	0	10,94	7,38	1,04	М + А
б)	3,0	10,74	7,70	0,97	А + М
в)	5,5	9,5	7,59	0,82	М + А
г)	8,0	8,77	5,89	0,78	М + А
д) спектр 1	10,0	6,10	14,48	3,18	М
д) спектр 2	10,0	10,22	5,91	0,74	А
е) зона сплавления с основной - Ст.3	11,5	7,57	3,37	0,5	М + А → осн. Ме

Выводы

ной оси) изменяется температура t_{M_n} , а ее положение относительно комнатной температуры (+20 °С) определяет количество образующихся мартенсита закалки и аустенита (см. рис. 4), от чего зависит метастабильность [8]. От фазового состава, структуры и метастабильности аустенита (которая оценивается по кинетике развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и количеству образующегося мартенсита деформации в поверхностном слое), как было показано выше, существенно зависят механические и эксплуатационные свойства исследованного НМ. Это позволяет прогнозировать и проектировать составы и метастабильность структуры НМ, что необходимо использовать для управления механическими и эксплуатационными свойствами.

В результате использования созданных моделей, подтвержденных экспериментально, предложен механизм управления фазовым составом и степенью метастабильности аустенита в Fe-Cr-Mn НМ за счет регулирования доли участия предыдущих наплавленных слоев и основного металла в наплавленном (в пределах $N = 0,244 \dots 0,767$), а также количества слоев, что обеспечивает управление развитием $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и эксплуатационными свойствами.

1. Разработана физико-математическая модель и впервые экспериментально установлены закономерности послойно-ступенчатого характера формирования химического, фазового составов и микроструктуры по толщине наплавленного Fe-Cr-Mn металла от степени проплавления, позволяющие в достаточно широких пределах регулировать соотношение между аустенитом и мартенситом закалки (от 0 до 100 %), степень метастабильности γ - фазы, обеспечить повышенную адаптационную способность при эксплуатации и управление свойствами.

2. Правильность и адекватность модели подтверждены результатами экспериментальных исследований с использованием современных методов электронной микроскопии, квантометрического и микрорентгеноспектрального анализов.

3. Предложен механизм управления формированием химического, фазового составов (от аустенитного до мартенситно-аустенитного) с метастабильной структурой наплавленного Fe-Cr-Mn металла с помощью наплавочно-технологических параметров ($I, U, V_{напл.}$), влияющих на степень проплавления и долю участия основного металла ($N = 0,244 \dots 0,76$), количества наплаваемых слоев, что обеспечивает регулирование $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ и управление эксплуатационными свойствами.

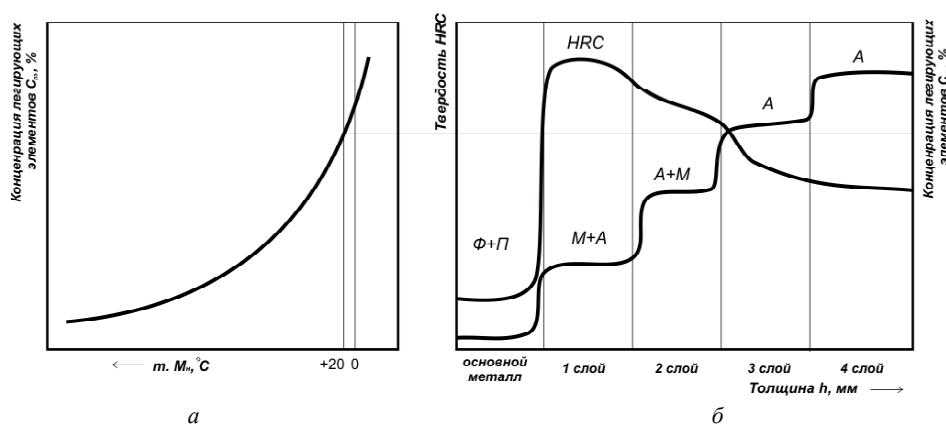


Рис. 6. Интеграция двух моделей зависимости t_{M_n} и фазового состава от содержания легирующих элементов (а) и послойно-ступенчатого их распределения в наплавленном Fe-Cr-Mn металле (б), обуславливающего формирование дифференцированного фазового состава: М – А, А – М и А (М – мартенсит; А – аустенит)

Список літератури

1. Шехтер С. Я. Наплавка металлов / С. Я. Шехтер, А. М. Резникий. – М. : Машиностроение, 1982. – 71 с.
2. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И. А. Рябцев. – К. : Екотехнологія, 2004. – 160 с.
3. Разиков М. И. О выборе наплавочного материала, стойкого при кавитационном нагружении / М. И. Разиков, Б. А. Кулишенко // Сварочное производство. – 1967. – № 7. – С. 10–12.
4. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
5. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегируемые сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : изд-во «Рената», 2009. – 568 с.
6. Думов С. И. Технология электрической сварки плавлением / С. И. Думов. – Л. : Машиностроение, 1970. – 456 с.
7. Cheiliakh Ya. A. Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with controllable content of metastable austenite / Cheiliakh Ya. A., Chigarev V. V. // The Paton welding Journal / August 2011# 8. – P. 17–21.
8. Чейлях Я. А. Моделирование влияния легирующих элементов на t_{M_n} и фазовый состав наплавленных Fe-Cr-Mn метастабильных сталей / Чейлях Я. А., Кривенко О. В., Шейченко Г. В. // Вісник Приазовського державного технічного університету. Сер. : Технічні науки : зб. наук. праць. – Мариуполь : ДВНЗ «Призов. держ. тех. ун-т», 2013. – Вип. 27. – 2013. – С. 82–89.

Одержано 02.12.2015

Чейлях Я.О., Чейлях О.П. Фізико-математичне моделювання процесу формування наплавленого метастабільного Fe-Cr-Mn металу

Запропоновано моделювання формування хімічного, фазового складів і структури наплавленого Fe-Cr-Mn зносостійкого металу з оцінкою його метастабільності залежно від наплавлювально-технологічних параметрів наплавлення. Встановлений пошарово-ступінчастий механізм формування хімічного і фазового складів наплавленого металу, регульований мірою проплавлення шарів, забезпечуючи диференційовану метастабільність аустеніту.

Ключові слова: наплавлений метал, ступінь проплавлення, моделювання, аустеніт, мартенсіт, метастабільність.

Cheylyakh Y., Cheiliakh A. Physical and mathematical simulation of the process of formation of deposited metastable Fe-Cr-Mn metal

Represents the simulation of formation of chemical and phase composition as well as the structure of deposited Fe-Cr-Mn wear-resistant metal with evaluation of its metastability, depending upon surface deposition and technological parameters of hardfacing. By means to discover a layer-after-layer mechanism of formation of chemical and phase composition of the deposited metal that it could be modified quite efficiently by the degree of melting layers, thus ensuring different meta-stability of austenite.

Key words: deposited metal, degree of melting, simulation, austenite, martensite, meta-stability.

КОМПЛЕКСНАЯ РАСЧЕТНО-АНАЛИТИЧЕСКАЯ МЕТОДИКА ДЛЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Разработана комплексная расчетно-аналитическая методика, включающая в алгоритм как традиционные методики, так и полученные математические регрессионные модели для прогнозирующих расчетов важнейших параметров, определяющих работоспособность литейных жаропрочных никелевых сплавов. Методика позволяет без проведения промежуточных экспериментов путем многокритериальной оптимизации состава проектировать как новые композиции, так и модернизировать составы известных промышленных сплавов с требуемым уровнем служебных характеристик.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС), система легирования, критерии (параметры) работоспособности, многокритериальная оптимизация, регрессионное уравнение (РУ), регрессионная модель (РМ), комплексная расчетно-аналитическая методика (КРАМ).

Введение

В настоящее время в исследовательских центрах ведущих стран мира активно проводятся работы по разработке и внедрению в промышленность новых жаропрочных материалов. К наиболее перспективным материалам для высокотемпературного применения в газотурбостроении относится класс литейных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС). До сих пор разработка жаропрочных сплавов данного класса осуществлялась эмпирическим путем. Определение эмпирическим путем оптимального химического состава, обеспечивающего требуемый комплекс служебных свойств – задача наукоемкая, требующая больших временных и финансовых затрат, а также промышленных и человеческих ресурсов. Поэтому, такой подход как «метод проб и ошибок» применительно к сложнoleгированным композициям никелевых сплавов типа ЖС практически себя исчерпал [1–3].

Применение для этих целей методов математического планирования эксперимента позволило существенно сократить количество непосредственно изучаемых композиций разрабатываемого сплава. Но в этом случае общее число опытных плавок, которое необходимо провести и изучить для выявления оптимального состава сплава достаточно велико. Вместе с тем, для широкого номенклатурного ряда литейных ЖНС традиционные методы не достаточно полно и универсально отражают влияние химического состава на те или иные свойства, что требует новых концептуальных подходов при разработке материалов данного класса. В последнее время получили широкое развитие методы компьютерного проектирования сплавов [1–9], в основу которых положены известные регрессионные уравнения (РУ) типа «состав-свойство». Однако следует отметить, что остается до конца невыясненным вопрос в

подходе к многокритериальной оптимизации состава сложнoleгированных композиций литейных ЖНС, обеспечивающей требуемый уровень служебных характеристик. В свою очередь, это требует как дальнейшего развития научных принципов легирования ЖНС, так и совершенствования методов их проектирования с использованием современных компьютерных технологий [1–8, 10–19].

В связи с этим, в последнее время формальные методы компьютерного проектирования получают все более широкое распространение и становятся необходимым инструментом для материаловедов при разработке современных жаропрочных материалов. По существу, традиционный метод «проб и ошибок» заменяется экономичным экспрессным методом «делай правильно с первого раза», что позволяет не только находить новые перспективные композиции, но и модернизировать химические составы известных промышленных серийных марок [1–4, 6–9].

Постановка задачи

Цель настоящей работы – разработать экспрессную комплексную расчетно-аналитическую методику (КРАМ) для проектирования литейных ЖНС, включающую в алгоритм как традиционные методики, так и полученные математические регрессионные модели, позволяющие с высокой степенью достоверности проводить прогнозирующие расчеты по группам важнейших параметров, определяющих работоспособность материалов данного класса.

С целью получения прогнозирующих универсальных математических регрессионных моделей (РМ) для расчета параметров работоспособности, была сформирована и обработана база экспериментальных данных широкого номенклатурного ряда литейных ЖНС.

Это результаты исследований более 100 композиций серийных отечественных и зарубежных литейных ЖНС с различными схемами легирования, с их экспериментальными значениями структурно-фазовых, физических, температурных, прочностных и коррозионных характеристик [1–3, 9–12], а также значениями параметров (критериев) структурной стабильности, полученных традиционными методиками Phasomp [5, 9], New Phasomp [13], ΔE - метод [14, 15].

После математической обработки большого массива экспериментальной базы данных была сделана выборка из 32-х наиболее известных промышленных отечественных и зарубежных литейных ЖНС, представляющих 5 поколений сплавов (TMS-71, ЗМИ-3У, CMSX-10, ЖС-32, ЖС-6К, ЖС-6У, ЖС-26, ЧС-70, ВЖМ1, ВЖМ4, ЖС3ЛС, ЖС-32Э, ВЖЛ12Э, CMSX-4, IN-939, GTD-111, IN-738LC, U-500, U-700, Rene N5, Rene N6, CM186LC, CM247LC, Rene 80, PWA1422, PWA1480, ЖСКС-1, ЖСКС-2, CMSX-11В, CMSX-11С, TMS-162, TMS-196). Выборка сплавов осуществлялась с позиций предоставления химических составов с различными системами легирования, охватывающих широкий диапазон по содержанию основных элементов: C=0–0,18 масс.%; Cr=2,0–22,5 масс.%; Co=3,0–19,0 масс.%; Al=1,9–6,2 масс.%; Ti=0–5 масс.%; Mo=0–6,4 масс.%; W=0–12,0 масс.%; Nb=0–1,6 масс.%; Ta=0–12,0 масс.%; Hf=0–1,5 масс.%; V=0–1,0 масс.%; Re=0–9,0 масс.%; Ru=0–6,0 масс.%, а также экспериментальных данных по группам параметров исследуемых ЖНС [1–3, 9–11].

Анализ результатов

В работах [16–22] сформулированы основные концептуальные подходы и принципы к разработке алгоритма методики КРАМ при проектировании литейных ЖНС с требуемым уровнем служебных свойств путем многокритериальной оптимизации состава. На основе обработки обширной экспериментальной базы данных литейных ЖНС, представляющих пять поколений сплавов с различными системами легирования, обоснованы основные критерии (параметры), обеспечивающие их работоспособность. Основные параметры работоспособности литейных ЖНС разделены на 6 основных групп: 1 – параметры структурной стабильности; 2 – структурно-фазовые; 3 – физические; 4 – температурные; 5 – коррозионные; 6 – прочностные.

Анализ экспериментальных данных, полученных отечественной и зарубежной практикой на широком спектре промышленных литейных ЖНС, позволил установить зависимость целого ряда групп важнейших параметров, которые хорошо коррелируют с «мини» легирующими комплексами внутри общего химического состава литейных ЖНС. Например, суммарное содержание γ -твердорастворных упрочнителей (Σ_{γ}) и γ' -образующих ($\Sigma_{\gamma'}$) элементов [20], объемное количество ($V_{\gamma'}$) γ' -фазы [21], параметр коррозии ($P_{КС}$) и параметры структурной стабильности \bar{N}_{γ} , $\bar{M}d_{\gamma}$, $\bar{M}d_C$, ΔE [22].

На рисунке 1 представлен общий алгоритм разработанной методики КРАМ для проектирования литей-



Рис. 1. Общий алгоритм компьютерного расчета разработанной методики КРАМ для проектирования литейных ЖНС с требуемым уровнем служебных характеристик

ных ЖНС с требуемым уровнем служебных свойств, включающий наряду с известными методиками полученные группы математических РМ для прогнозирующих расчетов важнейших параметров, определяющих работоспособность литейных ЖНС (табл. 1).

В результате математической обработки большого массива экспериментальных данных по классу литейных ЖНС с разными системами многокомпонентного легирования был получен ряд универсальных расчетных прогнозирующих математических РМ для каждой группы параметров, которые представляют собой зависимости типа «состав–свойство» или «параметр–свойство».

Математическая обработка расчетных данных по параметрам группы 1 (структурная стабильность) проводилась известными методами [5, 9, 10, 13–15], по параметрам групп 2 и 3 (структурно-фазовые и физические) проводилась CALPHAD-методом [16, 17]. Математическая обработка экспериментальных данных по параметрам групп 4, 5 и 6 (температурным, коррозионным и прочностным) проводилась в программном комплексе EXCEL с помощью прикладного пакета «Регрессионный анализ». Это позволило построить графики функций (линии трендов) и получить математические уравнения регрессионных моделей, которые для каждой конкретной группы оптимально описывают зависимость параметров от величины определенного «мини» легирующего комплекса. Полученные универсальные математические РМ позволяют с высокой степенью достоверности проводить прогнозирующие расчеты для соответствующих групп параметров при проектировании как новых сплавов, так и модернизации составов серийных промышленных марок.

На основании результатов математической обработки данных по химическому составу γ - твердых растворов исследованных литейных ЖНС традиционными методами PHACOMP [5, 9], New PHACOMP [13], были получены регрессионные модели для расчета параметров структурной стабильности $\bar{N}_{v\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$ [20]. После обработки данных по параметру дисбаланса системы легирования исследованных литейных ЖНС известным ΔE - методом [14, 15], была получена регрессионная модель для расчета параметра структурной стабильно-

сти $\bar{M}d_C$ по величине параметра ΔE - сбалансированности системы легирования [22]. На рисунке 2 и в таблице 2 представлены полученные математические РМ для расчета параметров (группа 1) структурной стабильности $\bar{N}_{v\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$ по величине соотношения Cr/Cr+Mo+W = $\Pi_{\text{тты}}$, а параметра $\bar{M}d_C$ по величине дисбаланса системы легирования ΔE , апробированные на исследованных литейных ЖНС. Расчеты проводились в ат. %.

В таблице 3 представлены результаты расчетов параметров структурной стабильности (группа 1) для промышленного сплава ЗМИ-3У, полученные по регрессионным моделям, приведенным в таблице 1, в сравнении с данными традиционных методов Phacomr, New Phacomr и ΔE -метода [23].

Из рисунка 2 видно, что зависимость параметров структурной стабильности (группа 1) $\bar{N}_{v\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$ от величины соотношения элементов в сплаве $[\text{Cr} / \text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}] = \Pi_{\text{тты}} (\% \text{ ат.})$, а также зависимость параметра $\bar{M}d_C$ от величины дисбаланса системы легирования ΔE в исследованных ЖНС наиболее оптимально описывается линейной функцией, имеющей общий вид: $y = ax + b$.

Расчеты структурно-фазовых (группа 2) и физических (группа 3) параметров проводились с помощью метода CALPHAD [16, 21]. Данный тип термодинамических расчетов позволил установить связь между химическим составом сплава и его фазовым составом, а также физическими параметрами (плотность, модуль упругости, теплопроводность, электрическое сопротивление, мисфит и др.).

В таблицах 4–6 для промышленного сплава ЗМИ-3У, взятого в качестве примера, представлены значения термодинамических расчетов структурно-фазовых (группа 2) и физических (группа 3) параметров, полученных CALPHAD-методом с помощью компьютерного моделирования процессов нагрева и охлаждения (кристаллизации), в сравнении с экспериментальными данными [23]. Термодинамические расчеты проводились для сплава ЗМИ-3У среднего уровня легирования, в результате чего был спрогнозирован его наиболее вероятный фазовый состав, количество фаз и их химический состав.

Таблица 1 – Основные параметры для многокритериальной оптимизации состава при проектировании литейных ЖНС

Контролируемые параметры	Ед. измер.
Суммарное кол-во электронных вакансий в γ - тв. растворе, $N_{v\gamma}$	–
Суммарное кол-во валентных электронов в γ - тв. растворе, Md_{γ}	–
Параметр дисбаланса системы легирования, $\Delta E = \pm 0,04$	–
Суммарное количество валентных электронов в сплаве, Md_C	–
Удельная плотность сплава, ρ	г / см ³
Мисфит $\delta = 2 \cdot (a_{\gamma} - a_{\gamma'}) / (a_{\gamma} + a_{\gamma'})$	%
Температура солидус, t_S	°С
Температура полного растворения γ' - фазы, $t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$	°С
Температура локального плавления эвтектики, $t_{\text{ЭВТ}}$	°С
Средняя скорость коррозии, V_a^t	г / м ² с
Количество упрочняющей γ' - фазы, $V_{\gamma'}^t$	%, масс.
Предел кратковременной прочности, σ_B^t	МПа
Предел длительной прочности, σ_{τ}^t	МПа

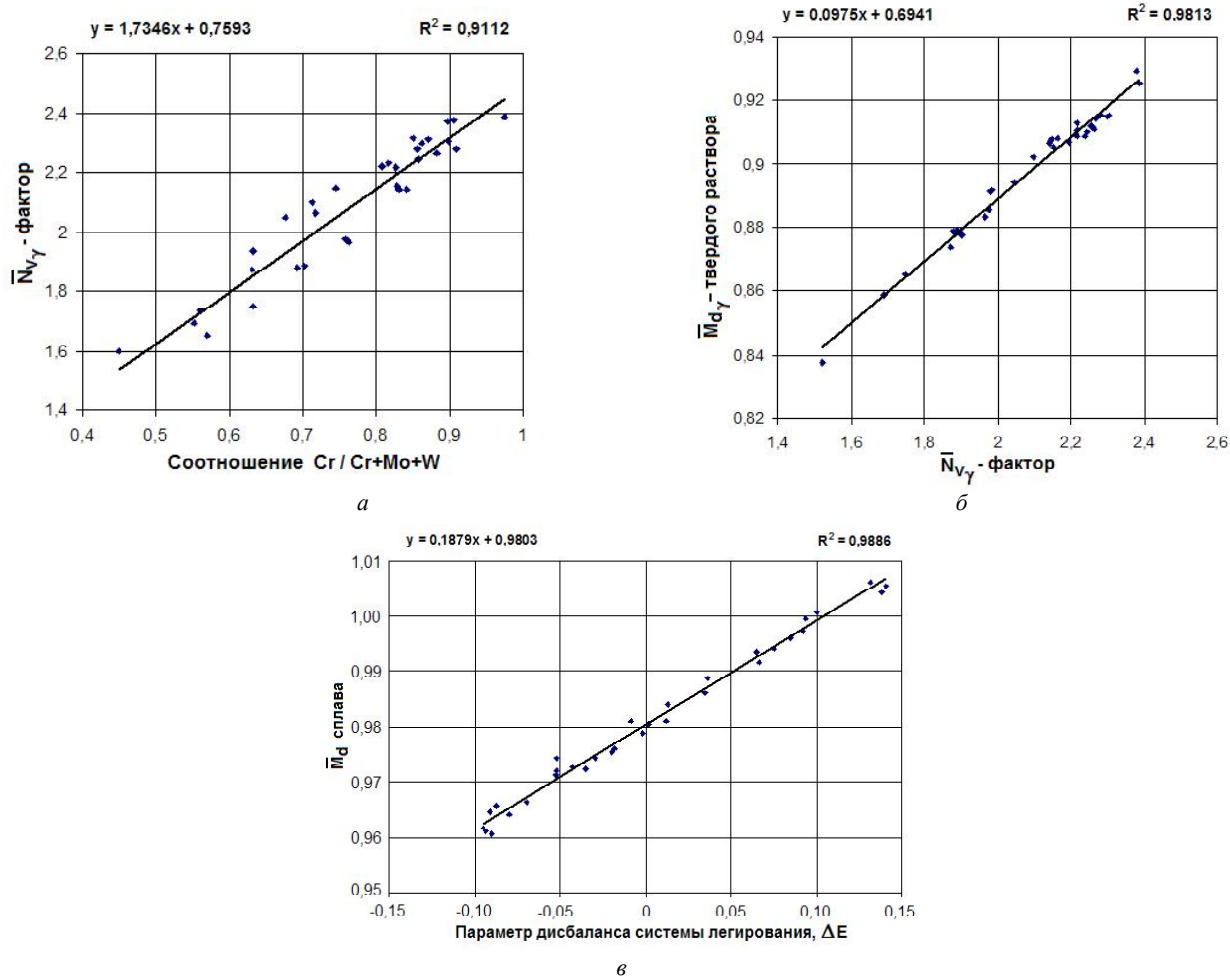


Рис. 2. Математические регрессионные модели для расчета параметров структурной стабильности литейных ЖНС

Таблица 2 – Математические регрессионные модели для расчета параметров структурной стабильности (группа 1) литейных ЖНС

Расчетный параметр	Условия стабильности	Коэффициент детерминированности, R ²	Вид регрессионной модели (группа 1)
$P_{ТНУ}$	–	–	$P_{ТНУ} = [Cr : (Cr + Mo + W)]$, % ат.
Nv_{γ}	$\leq 2,45$	0,9112	$Nv_{\gamma} = 1,7346 (P_{ТНУ}) + 0,7593$
Md_{γ}	$\leq 0,93$	0,9813	$Md_{\gamma} = 0,0975 (Nv_{\gamma}) + 0,6941$
ΔE [14, 15]	$0,00 \pm 0,04$	–	$\Delta E = \sum E_i \cdot C_i - 0,036 \sum A_i \cdot C_i - 6,28$
Md_C	$0,980 \pm 0,008$	0,9886	$Md_C = 0,1879 (\Delta E) + 0,9803$

Таблица 3 – Сравнительные значения параметров структурной стабильности (группа 1) для сплава ЗМИ-3У [23]

Сплав ЗМИ-3У	Параметры структурной стабильности				
	$P_{ТНУ}$	Nv_{γ}	Md_{γ}	ΔE	Md_C
Расчет по РМ	0,8421	2,2200	0,9106	+0,0362	0,9871
Phascomp	–	2,1431	–	–	–
New Phascomp	–	–	0,9065	–	0,9833
ΔE -метод	–	–	–	+0,0362	–

Таблица 4 – Химический состав сплава ЗМИ-3У среднего уровня легирования

Сплав ЗМИ-3У [23]	Содержание основных легирующих элементов, % масс.									
	C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	B	Y	Ni
	0,11	5,0	13,3	3,4	4,8	0,8	7,3	0,015	0,03	Осн.

Таблица 5 – Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений структурно-фазовых параметров (группа 2) для сплава ЗМИ-3У [23]

Тип фаз	К-во фаз, % масс.		Расчетный химический состав фаз при 20 °С, %, масс.									
	Расч.	Эксп.	C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	B	Y	Ni
γ -	46,07	–	–	9,17	26,05	0,35	0,06	0,52	7,63	–	–	56,22
γ' -	50,90	44-52	–	2,39	2,09	5,62	8,21	0,03	5,65	–	–	76,01
MC	0,80	0,9	15,13	–	0,73	–	57,69	0,16	26,29	–	–	–
M ₂₃ C ₆	2,05	1,9	5,10	1,01	71,54	–	–	13,45	5,13	–	–	3,77
M ₃ B ₂	0,18	0,2	–	–	21,84	–	–	63,88	6,02	8,08	–	0,18

Таблица 6 – Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений физических параметров (группа 3) для сплава ЗМИ-3У [23]

Сплав ЗМИ-3У	Значения физических параметров при 20 °С									
	ρ	E	$\alpha \cdot 10^6$	C_p	$r \cdot 10^6$	λ	$a_{\gamma'}$	a_{γ}	δ	
Ед. измерения	г/см ³	ГПа	1/К	Дж/г·К	Ом·м	Вт/м·К	А°	А°	%	
Расчет	8,29	212,5	12,23	0,430	0,151	10,42	3,5850	3,5780	-0,20	
Эксперимент	8,28	224,0	12,20	0,436	0,148	8,6	3,5874	3,5770	-0,29	

где ρ – удельная плотность; E – модуль упругости Юнга; α – коэффициент термического расширения; C_p – удельная теплоемкость; r – удельное электросопротивление; λ – теплопроводность; $a_{\gamma'}$ – параметр кристаллической решетки γ' - фазы; a_{γ} – параметр кристаллической решетки γ - твердого раствора; δ – (мисфит) размерное несоответствие параметров решеток.

В таблице 7 и на рисунке 3 представлены математические регрессионные модели для расчета температурных параметров (группа 4), полученных на основе математической обработки экспериментальных данных исследованных ЖНС методом дифференциального термического анализа (ДТА) [1–3, 17–24].

В таблице 8 представлены данные расчетных значений температурных параметров (группа 4) по приведенным на рисунке 3 и в таблице 7 математическим регрессионным моделям, в сравнении с эксперимен-

тальными данными для сплава ЗМИ-3У [23].

Из рисунка 3 видно, что зависимость температур ликвидус t_L и солидус t_S от суммы γ - твердорастворных упрочнителей ΣC_i^{γ} , а также температур начала оплавления эвтектики γ/γ' - $t_{\text{эвт}}$, начала $t_{\text{н.р.}}^{\gamma'}$ и полного растворения $t_{\text{п.р.}}^{\gamma}$ основной упрочняющей γ' - фазы от суммы γ' - образующих элементов $\Sigma C_i^{\gamma'}$ (группа 4) хорошо коррелируют и оптимально описываются линейной функцией, имеющей общий вид: $y = ax + b$.

В таблице 9 и на рисунке 4 представлены математические РМ для расчета средней скорости коррозии V_q^t и критической температуры $t_{\text{крит}}$ (группа 5) по величине параметра коррозии $P_{\text{крит}}$. Математические РМ получены в результате математической обработки базы экспериментальных данных и апробированы на исследованных ЖНС.

Таблица 7 – Математические регрессионные модели для расчета температурных параметров (группа 4) литейных ЖНС

Расчетный параметр	Единица измерения	Коэффициент детерминированности, R^2	Вид регрессионной модели (группа 4)
ΣC_i^{γ}	%, масс.	–	$\Sigma C_i^{\gamma} = \text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru}$
t_L	°С	0,9801	$t_L = 5,5572 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma}) + 1309,3$
t_S	°С	0,9816	$t_S = 8,7819 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma}) + 1189,6$
$\Sigma C_i^{\gamma'}$	%, масс.	–	$\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$
$t_{\text{эвт}}$	°С	0,9563	$t_{\text{эвт}} = 16,059 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1101,8$
$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$	°С	0,9715	$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'} = 25,073 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 955,01$
$t_{\text{н.р.}}^{\gamma}$	°С	0,9691	$t_{\text{н.р.}}^{\gamma} = 3,0087 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 818,49$

Таблица 8 – Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений температурных параметров (4-я группа) для сплава ЗМИ-3У [23]

Сплав ЗМИ-3У	Значения температурных параметров, °С								
	ΣC_i^{γ}	t_L	t_S	$\Delta t_{\text{кр.}} = t_L - t_S$	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_{\text{эвт}}$	$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$	$t_{\text{н.р.}}^{\gamma}$	$\Delta t_{\text{ТО}} = t_{\text{эвт}} - t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$
Расчет по РМ	8,1	1354,3	1260,7	93,6	8,2	1233,5	1160,6	843,2	72,9
Эксперимент	8,1	1350	1255	95,0	8,2	1235	1167	–	68,0

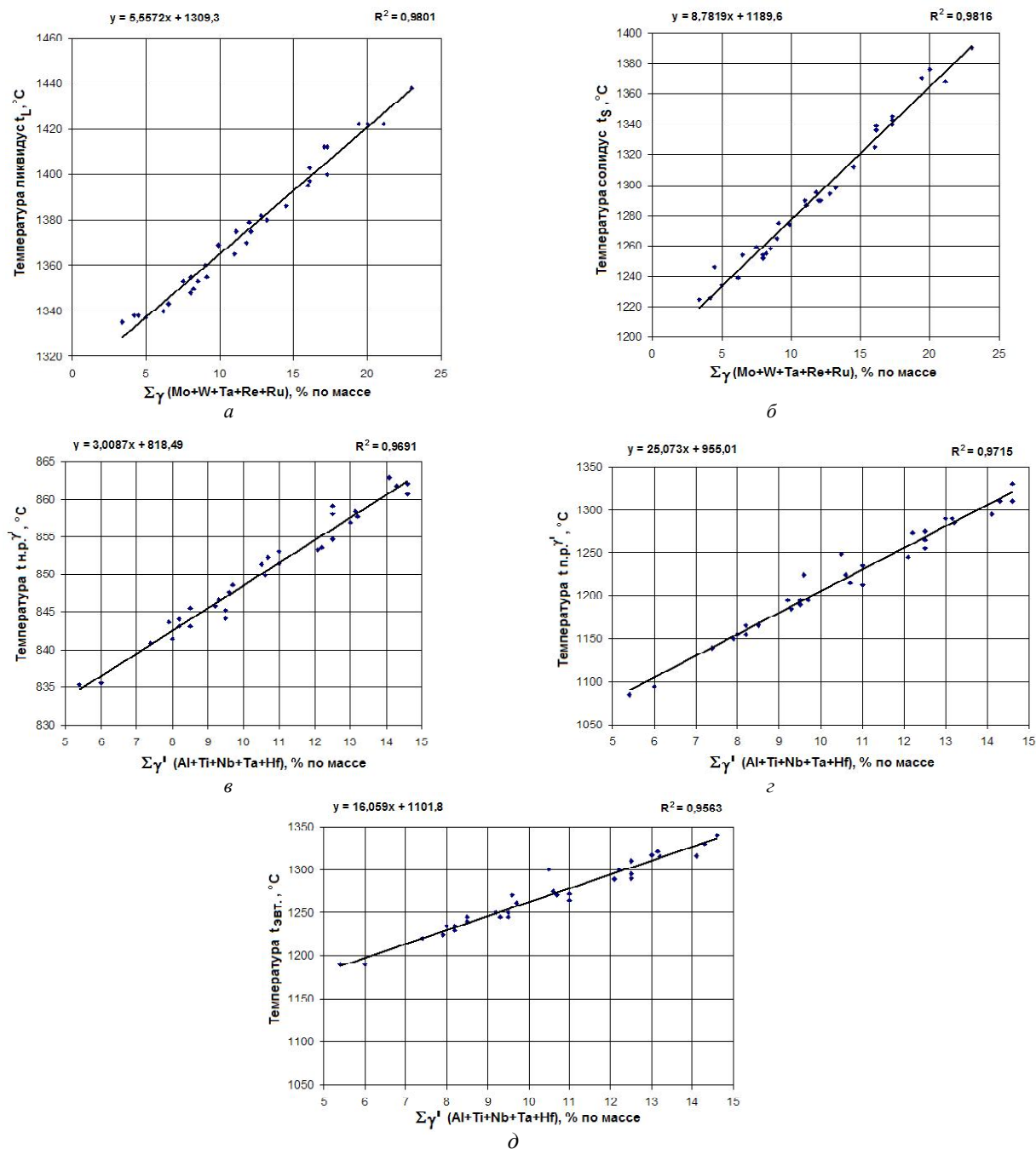


Рис. 3. Математические регрессионные модели для расчета температур t_L , t_S по величине ΣC_i^γ и температур $t_{ЭВТ}$, $t_{H.P.}^\gamma$, $t_{H.P.}^\gamma$ по величине ΣC_i^γ в составе литейных ЖНС

Таблица 9 – Математические модели для расчета средней скорости коррозии V_q^t и критической температуры $t_{КРИТ.}$ коррозии для литейных ЖНС

Расчетный параметр	Единица измерения	Коэффициент детерминированности, R^2	Вид регрессионной модели (группа 5)
P_{KC}	–	–	$P_{KC} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti / Al)$
$V_q^{800} \cdot 10^4$	$\Gamma / \text{м}^2 \cdot \text{с}$	0,9187	$V_q^{800} \cdot 10^4 = 17,076 \exp^{-0,9364 \cdot P_{KC}}$
$V_q^{850} \cdot 10^3$	$\Gamma / \text{м}^2 \cdot \text{с}$	0,9123	$V_q^{850} \cdot 10^3 = 27,645 \exp^{-0,8792 \cdot P_{KC}}$
$V_q^{900} \cdot 10^3$	$\Gamma / \text{м}^2 \cdot \text{с}$	0,9374	$V_q^{900} \cdot 10^3 = 76,395 \exp^{-0,8034 \cdot P_{KC}}$
$V_q^{950} \cdot 10^3$	$\Gamma / \text{м}^2 \cdot \text{с}$	0,9293	$V_q^{950} \cdot 10^3 = 94,478 \exp^{-0,7229 \cdot P_{KC}}$
$t_{КРИТ.}$	$^{\circ}\text{C}$	0,9806	$t_{КРИТ.} = 677,22 (P_{KC})^{0,1405}$

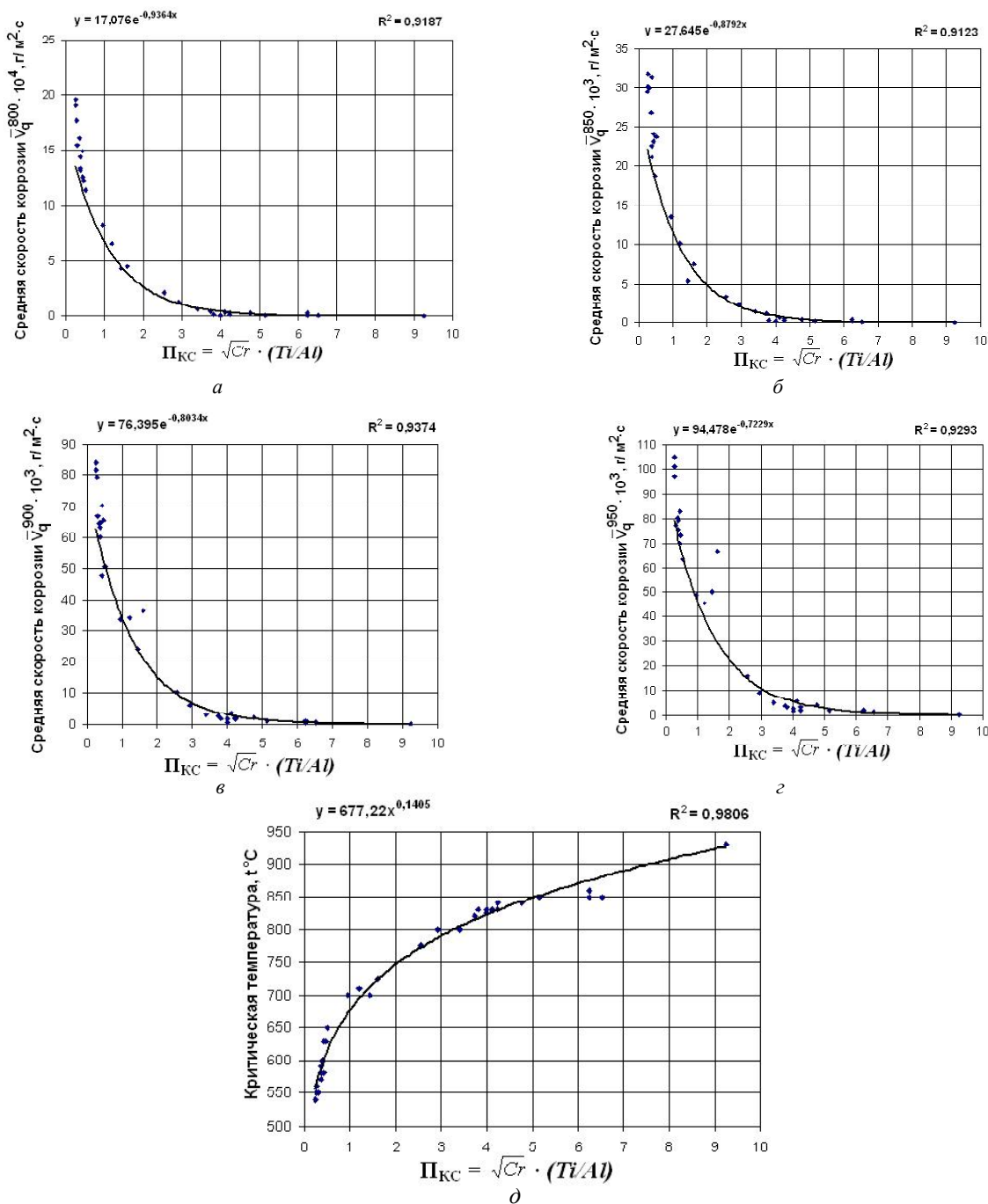


Рис. 4. Математические регрессионные модели для расчета средней скорости коррозии V_q^t и критической температуры $t_{КРИТ.}$ по величине параметра коррозии $\Pi_{КС}$ литейных ЖНС:

$$a - V_q^{800}; \text{ б} - V_q^{850}; \text{ в} - V_q^{900}; \text{ г} - V_q^{950}; \text{ д} - t_{КРИТ.}$$

Известно [5, 9, 10–12], что зависимость коррозионных процессов от температуры описывается общим экспоненциальным уравнением вида $\bar{V}_q = V_0 \cdot \exp^{-Q/RT}$. Из рисунка 4 видно, что наиболее оптимально зависимость средней скорости коррозии V_q^t (группа 5) от параметра коррозии $\Pi_{КС}$ исследованных ЖНС при разных температурах описывается экспоненциальной функцией, имеющей общий вид $y = a \exp^{-bx}$.

Из рисунка 4 также видно, что наиболее оптимально зависимость критической температуры коррозии

$t_{КРИТ.}$ (группа 5) от величины параметра коррозии $\Pi_{КС}$ исследованных ЖНС описывается степенной функцией, имеющей общий вид $y = ax^b$.

В таблице 10 приведены сравнительные результаты расчетной средней скорости коррозии V_q^t для температур 800, 850, 900 и 950 °С, а также критической температуры $t_{КРИТ.}$ (группа 5), которые проводились по апробированным математическим регрессионным моделям, в сравнении с экспериментальными данными для сплава ЗМИ-3У [23].

Таблиця 10 – Сравнительные значения расчетных и экспериментальных значений коррозионных параметров (группа 5) при разных температурах для сплава ЗМИ-3У [23]

Сплав ЗМИ-3У	Коррозионные параметры, г / м ² ·с					
	$P_{КС}$	$V_q^{800} \cdot 10^4$	$V_q^{850} \cdot 10^3$	$V_q^{900} \cdot 10^3$	$V_q^{950} \cdot 10^3$	$t_{КРИТ.}, ^\circ\text{C}$
Расчет по РМ	5,15	0,14	0,30	1,22	2,28	852,6
Эксперимент	–	0,10	0,15	1,14	1,85	~ 850

Таблиця 11 – Математические модели для расчета количества основной упрочняющей фазы $V_{\gamma'}^t$ (группа 6) в литейных ЖНС при разных температурах

Расчетный параметр	Единица измерения	R^2	Вид регрессионной модели (группа 6)
$\Sigma C_i^{\gamma'}$	%, масс.		$\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$
$V_{\gamma'}^{20}$	%, масс.	0,9671	$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209$
$V_{\gamma'}^{800}$	%, масс.	0,9665	$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493$
$V_{\gamma'}^{900}$	%, масс.	0,9677	$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033$
$V_{\gamma'}^{1000}$	%, масс.	0,9686	$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409$

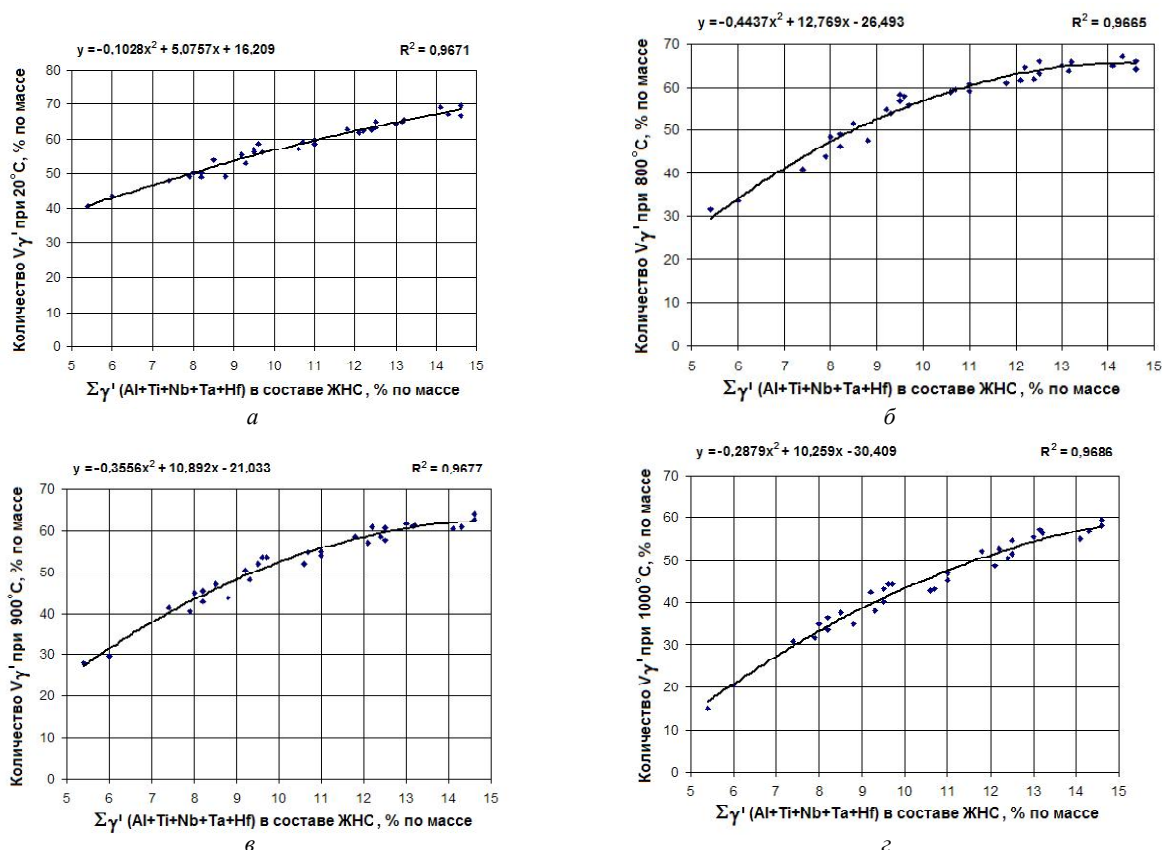


Рис. 5. Математические регрессионные модели для расчета количества $V_{\gamma'}^t$ γ' - фазы по суммарному содержанию $\Sigma C_i^{\gamma'}$ образующих элементов в составе ЖНС: а – 20 °C; б – 800 °C; в – 900 °C; г – 1000 °C

В таблице 11 и на рисунке 5 представлены математические регрессионные модели (РМ) для расчета количества основной упрочняющей γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ (группа 6) при разных температурах, полученные в результате математической обработки экспериментальных данных исследованных литейных ЖНС.

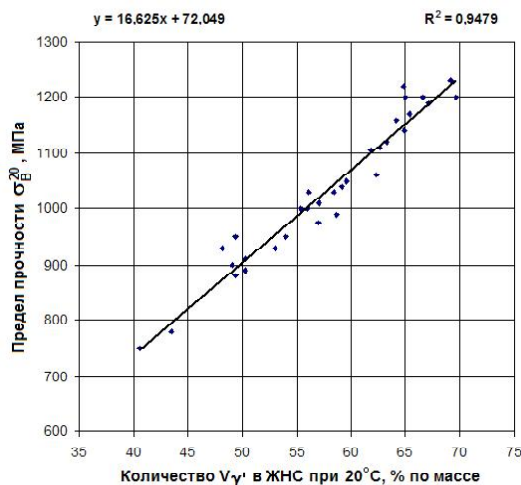
Из таблицы 11 и рисунка 5 видно, что зависимость количества основной упрочняющей γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ (группа 6) от суммарного содержания γ' - образующих элементов $\Sigma C_i^{\gamma'}$ при разных температурах в исследованных ЖНС наиболее оптимально описывается квадра-

тичной функцией, имеющей вид: $y = -ax^2 + bx + c$ (квадратичный полином второй степени).

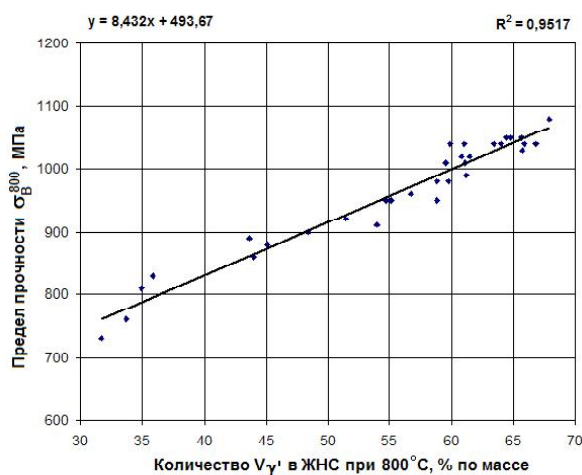
В таблице 12 и на рисунке 6 представлены математические регрессионные модели для расчета предела кратковременной прочности σ_B^t (группа 6) по количеству основной упрочняющей γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ для нормальной и стандартных повышенных температур, полученные в результате математической обработки экспериментальных данных и апробированных на исследованных литейных ЖНС.

Таблица 12 – Математические модели для расчета предела кратковременной прочности σ_B^t (группа б) по количеству упрочняющей фазы $V_{\gamma'}^t$ литейных ЖНС

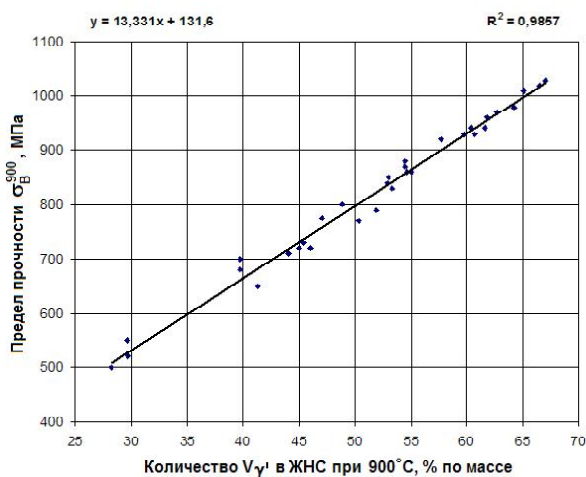
Расчетный параметр	Единица измерения	Коэффициент детерминированности, R^2	Вид регрессионной модели (группа б)
σ_B^{20}	МПа	0,9479	$\sigma_B^{20} = 16,625 (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049$
σ_B^{800}	МПа	0,9517	$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67$
σ_B^{900}	МПа	0,9857	$\sigma_B^{900} = 13,331 (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60$
σ_B^{1000}	МПа	0,9461	$\sigma_B^{1000} = 9,0038 (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07$



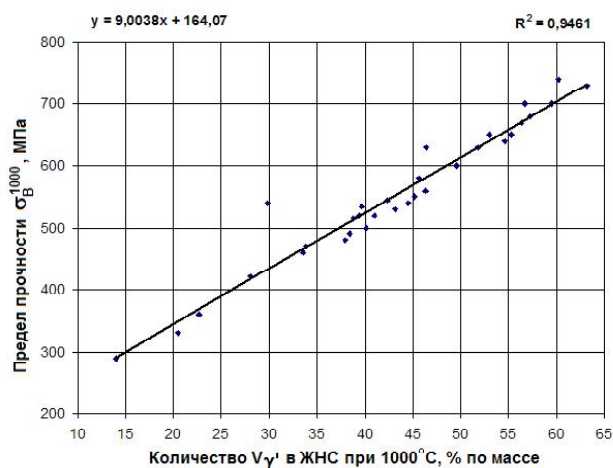
а



б



в



г

Рис. 6. Математические регрессионные модели для расчета предела кратковременной прочности σ_B^t по количеству γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ в литейных ЖНС: а – 20 °С; б – 800 °С; в – 900 °С; г – 1000 °С

На рисунке 7 и в таблице 13 представлены математические регрессионные модели для расчета предела 100- и 1000 часовой длительной прочности σ_{τ}^t (группа б) по количеству основной упрочняющей γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ для повышенных стандартных температур, полученные в результате математической обработки экспериментальных данных и апробированных на исследованных литейных ЖНС.

Из рисунков 6, 7 и таблиц 12, 13 видно, что зависимость пределов кратковременной σ_B^t и длительной σ_{τ}^t прочности от количества основной упрочняющей

γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ (группа б) при разных температурах наиболее оптимально описывается линейной функцией, имеющей вид: $y = ax + b$. В таблицах 14, 15 представлены расчетные значения количества основной упрочняющей фазы $V_{\gamma'}^t$, а также пределов кратковременной σ_B^t и длительной σ_{τ}^t прочности (группа б), которые проводились по полученным математическим регрессионным моделям, представленным на рисунках 5–7 и в таблицах 10–12, в сравнении с экспериментальными данными для сплава ЗМИ-3У [23].

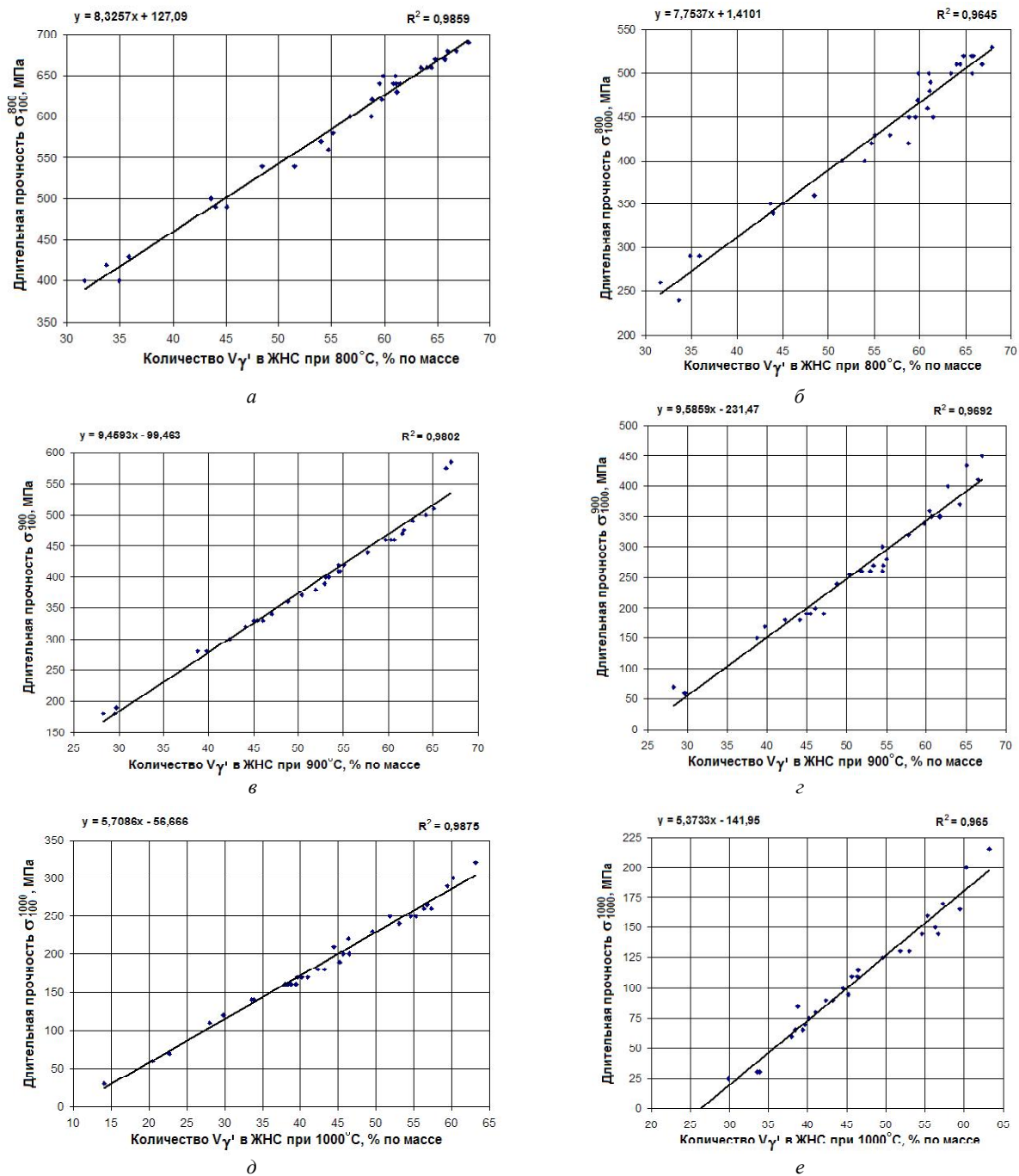


Рис. 7. Математические регрессионные модели для расчета предела 100- и 1000- часовой длительной прочности σ_{τ}^t по количеству γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ в литейных ЖНС: а – σ_{100}^{800} ; б – σ_{1000}^{800} ; в – σ_{100}^{900} ; г – σ_{1000}^{900} ; д – σ_{100}^{1000} ; е – σ_{1000}^{1000}

Таблица 13 – Математические модели для расчета 100- и 1000- часовой длительной прочности σ_{100} и σ_{1000} (группа 5) по количеству фазы $V_{\gamma'}^t$ в литейных ЖНС

Расчетный параметр	Единица измерения	Коэффициент детерминированности, R^2	Вид регрессионной модели (группа 6)
σ_{100}^{800}	МПа	0,9859	$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09$
σ_{100}^{900}	МПа	0,9802	$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463$
σ_{100}^{1000}	МПа	0,9875	$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666$
σ_{1000}^{800}	МПа	0,9645	$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101$
σ_{1000}^{900}	МПа	0,9692	$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47$
σ_{1000}^{1000}	МПа	0,9650	$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95$

Таблица 14 – Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений предела кратковременной прочности σ_B^t (группа б) для сплава ЗМИ-3У [23]

Сплав ЗМИ-3У	Количество γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ (% по массе) и предел прочности σ_B^t , МПа								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}
Расчет по РМ	8,2	50,9	48,4	44,4	34,4	918,6	901,6	723,1	473,4
Эксперимент	8,2	44-52	–	–	–	920	900	–	–

Таблица 15 – Сравнительные данные расчетных и экспериментальных значений пределов σ_{100} и σ_{1000} длительной прочности (группа б) для сплава ЗМИ-3У [23]

Сплав ЗМИ-3У	Количество γ' - фазы $V_{\gamma'}^t$ (%) и предел длительной прочности σ_{τ}^t , МПа									
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_{100}^{800}	σ_{1000}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{1000}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{1000}
Расчет по РМ	8,2	48,38	44,37	34,36	509,9	376,5	320,2	193,9	139,4	42,6
Эксперимент	8,2	-	-	-	491	392	300	199	–	–

Таким образом, в разработанной экспрессной методике КРАМ реализован новый концептуальный подход, включающий в алгоритм наряду с традиционными методами ряд полученных математических РМ, позволяющих достоверно проводить прогнозирующие расчеты важнейших параметров, определяющих работоспособность литейных ЖНС. Экспрессный метод КРАМ позволяет проектировать литейные ЖНС с требуемым уровнем служебных характеристик путем многокритериальной оптимизации химического состава, без проведения многочисленных промежуточных экспериментов.

Выводы

1. Сравнительный анализ полученных результатов структурной стабильности (группа 1) для литейных ЖНС показал, что полученные математические РМ можно с высокой степенью достоверности применять для прогнозирующих расчетов параметров $\bar{N}_{V_{\gamma'}}$ и $\bar{M}d_{\gamma'}$ взамен традиционных методов *PHASOMP* и *New PHASOMP*. Показана возможность применения ΔE - метода для расчета параметра $\bar{M}d_C$.

2. По структурно-фазовому составу (группа 2), а также физическим параметрам (группа 3) исследованных литейных ЖНС, сравнительный анализ экспериментальных данных показал принципиальную возможность использования расчетных данных, полученных CALPHAD-методом.

3. Сравнительный анализ экспериментальных данных показал, что полученные математические РМ можно применять с высокой степенью достоверности для прогнозирующих расчетов температурных параметров (группа 4) – t_p , t_s , Δt_{KP} по суммарному количеству γ' - твердорастворных упрочнителей – $\Sigma C_i^{\gamma'}$, а также – $t_{ЭВТ}$, $t_{П.Р.}^{\gamma'}$, $t_{Н.Р.}^{\gamma'}$, $\Delta t_{ТО}$ по суммарному количеству γ' - образующих элементов $\Sigma C_i^{\gamma'}$.

4. Сравнительный анализ экспериментальных данных показал, что полученные математические РМ можно применять с высокой степенью достоверности для прогнозирующих расчетов средней скорости коррозии V_q^t и критической температуры коррозии $t_{КРИТ.}$ (группа 5) по параметру коррозии Π_{KC} при проектировании коррозионностойких литейных ЖНС.

5. Сравнительный анализ экспериментальных результатов показал, что полученные математические РМ можно с высокой степенью достоверности применять для прогнозирующих расчетов количества γ' - фазы $V_{\gamma'}$ по параметру $\Sigma C_i^{\gamma'}$, а также для расчетов по параметру $V_{\gamma'}$ прочностных характеристик – пределов кратковременной σ_B^t и длительной прочности σ_{τ}^t (группа б) при разных температурах.

6. Показан новый концептуальный подход к многокритериальной оптимизации составов при проектировании литейных ЖНС с требуемым уровнем служебных характеристик, реализованный в разработанной экспрессной методике КРАМ.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
2. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007 / Юбилейный научно-технический сборник под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М. : «ВИАМ», 2007. – 439 с.
3. Шалин Р. Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / [Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
4. Harada H. Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys / H. Harada, K. Ohno, T. Yamagata et. al. // Superalloys: A publ. of the Met. Soc. of AIME (USA). Champion (Pennsylvania) TMS. – 1988. – P. 733–742.
5. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель ; пер. с англ. : в 2-х кн. : под ред. Р.Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – 384 с.
6. Логунов А.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – II / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 6. – С. 3–10.
7. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – III / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 7. – С. 3–11.

8. Логунов А. В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – I / А. В. Логунов, Ю. Н. Шмотин, Д. В. Данилов // Технология металлов. – 2014. – № 5. – С. 3–9.
9. Котсорадис Д. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др. ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.
10. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / [А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Санчугов Е. Л., А. Г. Андриенко]. – Запорож. машиностр. Ин-т, 1990. – 56 с. – (Препринт / КИЕВ УМК ВО ; ЗМИ 1990).
11. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Никитин В. И. – Л. : Машиностроение, 1987. – 272 с.
12. Никитин В.И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В. И. Никитин, М. Б. Ревзюк, И. П. Комисарова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1978. – Вып. 158. – С. 71–74.
13. Morinaga M. New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.
14. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №12. – С. 52–56.
15. Морозова Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – №1. – С. 38–41.
16. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys [Текст] / N. Saunders, M. Fahrman, C.J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K.A. Green, T.M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – 803 p.
17. Caron P. High γ' - solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications / P. Caron // Superalloys 2000. T.M Pollock, etc. A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania // Minerals, Metals & Materials Society. – 2000. – P. 737–746.
18. Жуков А. А. Оценка температуры полного растворения γ' - фазы жаропрочных никелевых сплавов на основе анализа двойных диаграмм состояния / А. А. Жуков, О. А. Смирнова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2004. – № 11. – С. 44–47.
19. Жуков А. А. Оценка эксплуатационной пригодности жаропрочных сплавов для ГТД и ГТУ / А. А. Жуков, О. А. Смирнова // Авиационно–космическая техника и технология. – 2005. – № 10 (26). – С. 60–66.
20. Гайдук С. В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова / Современная электрометаллургия. – 2015. – № 4. – С. 31–37.
21. Гайдук С. В. Применение CALPHAD–метода для расчета количества γ' - фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова / Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. – № 6. – С. 64–68.
22. Гайдук С. В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова / Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков, «ХАИ». – 2015. – № 9 (126). – С. 33–37.
23. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ–3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др. : утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.
24. Вертоградский В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984. – С. 223–227.

Одержано 16.12.2015

Гайдук С.В. Комплексна розрахунково-аналітична методика для проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Розроблено комплексну розрахунково-аналітичну методику, що включає в алгоритм як традиційні методики, так і отримані математичні регресійні моделі для прогнозуєчих розрахунків найважливіших параметрів, що визначають працездатність ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Методика дозволяє без проведення проміжних експериментів шляхом багатокритерійної оптимізації складу проектувати як нові композиції, так і модернізувати склади відомих промислових сплавів з необхідним рівнем службових характеристик.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави (ЖНС), система легування, критерії (параметри) працездатності, багатокритерійна оптимізація, регресійне рівняння (РР), регресійна модель (РМ), комплексна розрахунково-аналітична методика (КРАМ).

Gayduk S. Comprehensive analytical solution method applied for high-temperature nickel-base cast alloys engineering

A comprehensive analytical solution method, which includes both traditional techniques and obtained mathematical regressive models for forecast calculation of the most important serviceability criteria of high-temperature nickel-base cast alloys in its algorithm, has been developed. This method allows to design new alloys and to improve chemical composition of the known industrial compositions with the required level of service properties by avoiding intermediate tests and using multi-criterion optimization of chemical composition.

Key words: high-temperature nickel-base alloys (HTNA), alloying system, serviceability criteria, multi-criterion optimization, regressive equation (RE), regressive model (RM), comprehensive analytical solution method (CASM).

RESEARCH LOADED SHELLS OF REVOLUTION SUPPORTED BY RIBS OF DIFFERENT SHAPES

The usage of superelement method for composite shells of rotation enabled to work out an effective algorithm of calculation of their stress-strain state. For the element of ring-type the local stiffness matrix has been made, thus giving the possibility to observe shell-type ribs as well as ring-type ones, which cross-section sizes are smaller than their radius. A number of calculations have been made to compare the impact of the rib form upon the tense state of shells.

Key words: shell rotation, superelement, stiffness matrix, the stress-strain state, rib.

To calculate the stress state of closed shell of rotation at axis-symmetrical loading we use the system of differential equations [1], [5]:

$$\begin{cases} \frac{d}{ds}(rN_S) - \sin \varphi N_\theta - \frac{r}{r_1} Q_S + r q_S = 0 \\ \frac{d}{ds}(rQ_S) + \frac{r}{r_1} N_S + \cos \varphi N_\theta - r q_r = 0 \\ \frac{d}{ds}(rM_S) - \sin \varphi M_\theta + r Q_S = 0, \end{cases} \quad (1)$$

where $N_S = D_N(\varepsilon_S + \nu\varepsilon_\theta)$, $M_S = D_M(\chi_S + \nu\chi_\theta)$,

$$D_N = Eh/(1-\nu^2), \quad N_\theta = D_N(\nu\varepsilon_S + \varepsilon_\theta),$$

$$M_\theta = D_M(\nu\chi_S + \chi_\theta), \quad D_M = Eh^3/(12 \cdot (1-\nu^2)),$$

$$\varepsilon_S = \frac{dU}{ds} + \frac{W}{r_1}, \quad \varepsilon_\theta = \frac{\sin \varphi}{r} U + \frac{\cos \varphi}{r} W, \quad (2)$$

$$\chi_S = \frac{d\theta_S}{ds}, \quad \chi_\theta = \frac{\sin \varphi}{r} \theta_S, \quad \theta_S = -\frac{dW}{ds} + \frac{U}{r_1}.$$

In formula (2) E is modulus of elasticity, ν is Poisson's ratio, h is thickness of shell, r_1 is curvature radius of meridian line.

Let's introduce unknown values $y_1 = N_S$, $y_2 = Q_S$, $y_3 = M_S$, $y_4 = U$, $y_5 = W$, $y_6 = -\theta_S$.

By this the system (1) is brought to the normal system of ordinary differential equations relative to unknown functions, that will become:

$$\begin{cases} \frac{dy_1}{ds} = -\frac{\sin \varphi}{r}(1-\nu)y_1 + \frac{1}{r_1}y_2 + \frac{\sin^2 \varphi}{r^2}D_N(1-\nu^2)y_4 + \\ \quad + \frac{\sin \varphi \cos \varphi}{r^2}D_N(1-\nu^2)y_5 - q_S \\ \frac{dy_2}{ds} = \left(-\frac{1}{r_1} - \frac{\nu \cos \varphi}{r}\right)y_1 - \frac{\sin \varphi}{r}y_2 - \frac{\cos \varphi \sin \varphi}{r^2}D_N(1-\nu^2)y_4 - \\ \quad - \frac{\cos^2 \varphi}{r^2}D_N(1-\nu^2)y_5 + q_r \\ \frac{dy_3}{ds} = -y_2 - \frac{\sin \varphi}{r}(1-\nu)y_3 - \frac{\sin^2 \varphi}{r^2}D_M(1-\nu^2)y_6 \\ \frac{dy_4}{ds} = \frac{1}{D_N}y_1 - \nu \frac{\sin \varphi}{r}y_4 - \left(\frac{1}{r_1} + \frac{\nu \cos \varphi}{r}\right)y_5 \\ \frac{dy_5}{ds} = \frac{1}{r_1}y_4 + y_6 \\ \frac{dy_6}{ds} = -\frac{1}{D_M}y_3 - \nu \frac{\sin \varphi}{r}y_6. \end{cases} \quad (3)$$

The middle surface of the shell should be in parametric form:

$$\begin{cases} x = x(t) \\ y = y(t), \end{cases} \quad (t_0 \leq t \leq t_1). \quad (4)$$

Functions, included into the system (3), are determined according to the formula

$$\sin \varphi = \frac{x'}{\sqrt{x'^2 + y'^2}}; \quad \cos \varphi = \frac{y'}{\sqrt{x'^2 + y'^2}};$$

$$\frac{1}{r_1} = \frac{x''y' - y''x'}{(x'^2 + y'^2)^{\frac{3}{2}}}; \quad dS = \sqrt{x'^2 + y'^2} dt. \quad (5)$$

Let's use the method of superelements based on the finite element method, but allows observation of more extensive shells. To build local stiffness matrix of

superelements we use Godunov's method of differential equation system solution, that has higher accuracy of solution [2]. It was reachable due to ortogonalization of intermediate solutions.

To make the local stiffness matrix of superelement, it is necessary to solve a series of two-pointed edging problems for a homogeneous system

$$\frac{1}{B} \frac{dy}{dt} = Ay. \quad (6)$$

$$\begin{matrix} y_4(t_0)=1 & y_4(t_0)=0 & y_4(t_0)=0 \\ y_5(t_0)=0 & y_5(t_0)=1 & y_5(t_0)=0 \\ y_6(t_0)=0 & y_6(t_0)=0 & y_6(t_0)=0 \\ 1) y_4(t_1)=0 & 2) y_4(t_1)=0 & 3) y_4(t_1)=0 \\ y_5(t_1)=0 & y_5(t_1)=0 & y_5(t_1)=0 \\ y_6(t_1)=0, & y_6(t_1)=0, & y_6(t_1)=1. \end{matrix} \quad (7)$$

Here $y^T = (y_1 \dots y_6)$, $B = \sqrt{x'^2 + y'^2}$, A – is a linear system operator (3).

The first column of the local stiffness matrix $\overline{k^e}$ will be full as a vector of solution for the first variant of initial data, the second as for the second variant of initial data, ..., the sixth column will correspond to the 6th variant of problems (6), (7).

By solving non-homogeneous problems

$$\frac{1}{B} \frac{dy}{dt} = Ay + q \quad (8)$$

at zero boundary conditions $y_4(t_0) = 0$, $y_5(t_0) = 0$, $y_6(t_0) = 0$, $y_4(t_1) = 0$, $y_5(t_1) = 0$, $y_6(t_1) = 0$ the vector of forces, acting at the left and right edges in the local system of these edges coordinates is found:

$$\overline{f^e} = (f_1^e \ f_2^e \ f_3^e \ f_4^e \ f_5^e \ f_6^e)^T, \quad (9)$$

where $q^T = (-q_s \ q_r \ 0 \ 0 \ 0 \ 0)$ is an acting loading.

To make the global stiffness matrix and vectors of force loading we should build the local stiffness matrices and force in junctions for global coordinate system. The transformation is made according to the formula:

$$\begin{aligned} k^e &= T^T \cdot \overline{k^e} \cdot T \cdot \theta \\ f^e &= -T^T \cdot \overline{f^e} \cdot \theta, \end{aligned} \quad (10)$$

where

$$T = \begin{pmatrix} \cos \varphi_0 & \sin \varphi_0 & & & & \\ -\sin \varphi_0 & \cos \varphi_0 & & & & \\ & & 1 & & & \\ & & & \cos \varphi_1 & \sin \varphi_1 & \\ & & & -\sin \varphi_1 & \cos \varphi_1 & \\ & & & & & 1 \end{pmatrix},$$

$$\theta = 2\pi \begin{pmatrix} -R_0 & & & & & \\ & R_0 & & & & \\ & & R_0 & & & \\ & & & R_1 & & \\ & & & & -R_1 & \\ & & & & & -R_1 \end{pmatrix}. \quad (11)$$

Here $\cos \varphi_0$, $\sin \varphi_0$, $\cos \varphi_1$, $\sin \varphi_1$, $R_0 = y(t_0)$, $R_1 = y(t_1)$ – are functions, formed according to the formula (4), (5) for initial and final focal points of superelement.

Matrix θ is formed as consequence of consideration of superelement reaction at the edges. The system of linear algebraical equations for finding of the displacements in focal points of shell superelement is:

$$K \cdot \delta = f, \quad (12)$$

where $K = \sum_e^{\circledast} k^e$ is a global stiffness matrix,

$f = \sum_e^{\circledast} f^e$ is a global vector of force,

$\delta^T = (U_1, W_1, -\theta_{s1}, \dots, U_k, W_k, -\theta_{sk})$ – are the global displacements in focal points. Sign \sum^{\circledast} means the ensemble process used in the finite element method [3].

This methods has allowed to consider ribs as shell constructions. In case ribs sizes are small compared to their radiuses, it is possible to use local focal matrices of stiffness for consideration of their impact. These matrices were built with the use of the results [4] at the observation of z-shaped rib. In the global coordinate system they are:

$$k_r = 2\pi \cdot \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{EF}{R} & -\frac{aFE}{R} \\ 0 & -\frac{aFE}{R} & \frac{EJ_y + a^2FE}{R} \end{pmatrix}. \quad (13)$$

where E is modulus of elasticity, F is area of section, R is radius of the shell in the focal point, J_y is a moment of inertia with respect to an Oy axis, going through the center of section mass, a is deviation of focal point from the center of rib mass.

Local matrix k_r is added to the matrix K by method of ensemble.

Presence of symmetry in the local stiffness matrices ensures the symmetry of global matrix and we can use matrix operations with banded matrices for solution (12). After solution there will be displacements in the global system of coordinates in the focal points of superelements. To find the stress state of superelement from the global solution δ the displacements are chosen at its edges δ^e and then they are recalculated into the displacements in the local system of coordinates

$$\bar{\delta}^e = T \cdot \delta^e \quad (14)$$

Then the corresponding non-homogeneous two-pointed edging problem (6) is solved with the following initial data:

Then the corresponding non-homogeneous two-pointed edging problem (6) is solved with the following initial data:

$$y_4(t_1) = \bar{\delta}_4^e, \quad y_5(t_1) = \bar{\delta}_5^e, \quad y_6(t_1) = \bar{\delta}_6^e, \quad (15)$$

where $\bar{\delta}_1^e, \dots, \bar{\delta}_6^e$ are $\bar{\delta}^e$ matrix elements.

A set of applied programs for personal computer was worked out for the investigated methods.

There were made calculations of stress-strain state of cylindrical shells for comparative analyses: 1. Without ribs, 2. With plate ring element of shell-type, 3. With rectangular rib of ring-type, that has characteristics of the case No2, 4. Z-shaped rib. The type of ribs and their geometrical characteristics are given in Figure 1. Cylindrical shell and ribs are made of material with $E = 2.1 \cdot 10^5$ MPa – modulus of elasticity, $\nu = 0.3$ – is Poisson's ratio. Thickness of shell $h = 0.03$ m. The left edge of the shell is free, the right is fixed. The shell is loaded with normal pressure $q_r = 200$ H/m².

Given above variants are calculated for the data:

$l = 0.5$ m, $h = 0.03$ m, $a = -0.0275$ m, $b = 0.2$ m, $c = 0.14$ m, $d = 0.12$ m.

Z-shaped rib has the same area of cross-section as ribs 2,3.

The results of the W deflection calculations, Q_s shearing force and M_s curving moment depending on the point distance of the middle surface from the left butt-edge of the shell are given in fig.2.

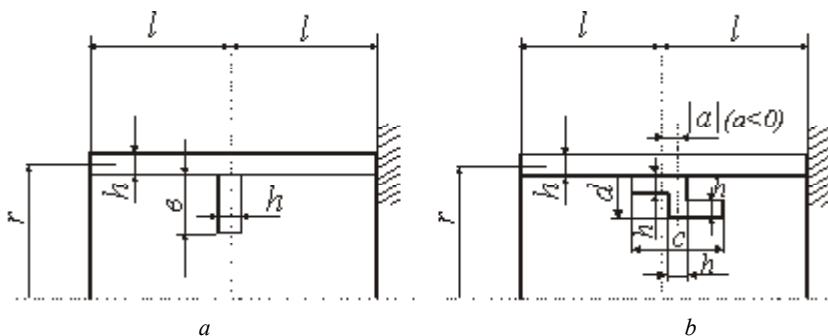


Fig. 1. Geometrical characteristics of cylindrical shell with ribs:

a is ring shaped rib (cases 2,3), b is z-shaped rib (4)

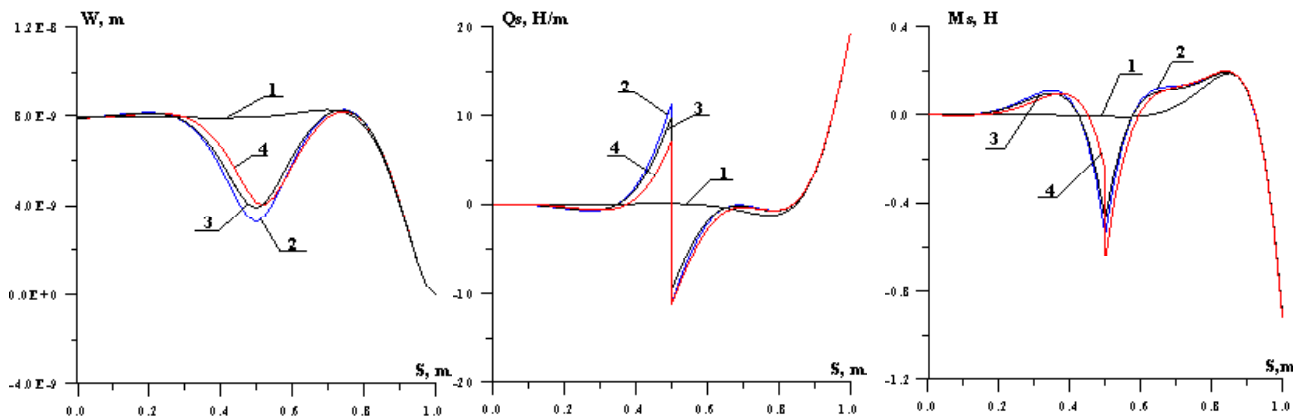


Fig. 2. The results of calculation of $W(s)$, $Q_s(s)$ and $M_s(s)$ for different types of ribs

It is visible from comparison that the results of the calculations for the shell construction (2) and rectangular rib of ring-type (3) coincide. Thus there is an opportunity to calculate the shells with the ribs of the arbitrary section, for example, case 4, that are closely attached to the shell surface.

Literature

1. Grigorenko Y.M. Isotropic and anisotropic layer shells of rotation of variable stiffness. – Kiev : Naukova Dumka. – 1973. – 212 p.

2. Myachenkov V.I., Maltsev V.P. Methods and algorithms of calculation of the space structures on the electronic computer. – Moscow: Mashinostroyeniye. – 1984. – 280 p.
3. Zenkevich O. Method of Finite Elements in Technology. – Moscow : Mir. – 1975. – 544 p.
4. Avdonin A.S. Applied Methods of Shell Calculation and thin-walled structures. – Moscow: Mashinostroyeniye. – 1969. – 403 p.
5. Fлyгге W. Stresses in shells. – Berlin : Springer-Verlag. – 1967.

Одержано 16.12.2015

Левицька Т.І., Пожуєва І.С. Дослідження навантажених оболонок обертання підкріплених шпангоутами різної форми

Застосування методу суперелементів для складених оболонок обертання дозволило розробити ефективний алгоритм знаходження їх напружено-деформованого стану. Побудова локальної матриці жорсткості для елемента кільцевого типу дало змогу розглядати як шпангоути оболонкового типу, так і шпангоути кільцевого типу, розміри поперечного перерізу яких малі порівняно з їх радіусом. Проведено ряд розрахунків для порівняння впливу форми шпангоутів на напружений стан оболонок.

Ключові слова: оболонки обертання, суперелемент, матриця жорсткості, напружено-деформований стан, шпангоут.

Левицкая Т.И., Пожуева И.С. Исследование нагруженных оболочек вращения подкрепленных шпангоутами разной формы

Применение метода суперэлементов для составных оболочек вращения позволило разработать эффективный алгоритм нахождения их напряженно-деформированного состояния. Построение локальной матрицы жесткости для элемента кольцевого типа дало возможность рассматривать как шпангоуты оболочечного типа, так и шпангоуты кольцевого типа, размеры поперечного сечения которых малы по сравнению с их радиусом. Проведен ряд расчетов для сравнения влияния формы шпангоутов на напряженное состояние оболочек.

Ключевые слова: оболочки вращения, суперэлемент, матрица жесткости, напряженно-деформированное состояние, шпангоут.

НЕСТАЦІОНАРНА НЕВІСЕСИМЕТРИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ У ПРУЖНОМУ ПРОСТОРИ ПІД ДІЄЮ РУХОМИХ ПОВЕРХНЕВИХ НАВАНТАЖЕНЬ

Розглядається нескінченна циліндрична оболонка, яка знаходиться у тривимірному пружному інерційному просторі. Вивчається випадок, коли до внутрішньої поверхні оболонки прикладаються невісесиметричні врівноважені імпульсивні нормальні навантаження. Отримано вирази для нормальних переміщень та напружень і проілюстровано графічно їх розподіл за кутовою координатою для різних моментів часу.

Ключові слова: циліндрична оболонка, пружний простір, динамічне навантаження, невісесиметрична задача, оболонка типу Тимошенко.

Вступ

Задачі про стаціонарну динамічну поведінку нескінченно довгих циліндричних оболонок, які знаходяться в необмеженому інерційному пружному середовищі під дією рухомих навантажень раніше розглядалися в роботах [1–3], а також в монографії [4]. У роботах [5, 6] розглянуті подібні задачі у нестационарній постановці, але розгляд обмежено випадками, коли для оболонки використовуються класичні рівняння, а для опису реакції середовища використовується наближена модель типу Власова-Пастернака, яка не дозволяє знайти напруження і переміщення у пружному просторі та обмежує дослідження нестационарної поведінки оболонки.

Постановка задачі

Розглядається невісесиметрична нестационарна деформація нескінченно довгої циліндричної оболонки, яка знаходиться у лінійно-пружному, однорідному та ізотропному просторі під дією навантажень, що рухаються по внутрішній поверхні оболонки вздовж осі оболонки. Нехай оболонка та простір віднесені до нерухомої циліндричної системи координат $\{r, \theta, x\}$. Внутрішній радіус оболонки b , а зовнішній – a . У момент часу $t < 0$ оболонка та простір знаходяться в стані спокою та вільні від напружень. Потім у момент часу $t = 0$ в області $x = 0, r = b, \theta_1 \leq \theta \leq \theta_2, -\theta_2 \leq \theta \leq -\theta_1$ ($\theta_1 \leq \theta_2, \theta_1, \theta_2 \in (0, \pi)$) прикладається імпульсивне нормальне навантаження F_0 і у подальші моменти часу $t > 0$ відбувається розширення навантаженої ділян-

ки з постійною швидкістю c , але так, що сумарний нормальний тиск у всі моменти часу залишається рівним F_0 . Також розглядається випадок, коли в момент часу $t = 0$ в області

$$|x| \leq d, r = b, \theta_1 \leq \theta \leq \theta_2, -\theta_2 \leq \theta \leq -\theta_1$$

($\theta_1 \leq \theta_2, \theta_1, \theta_2 \in (0, \pi)$) прикладається імпульсивне нормальне навантаження F_0 , яке постійно діє на даній ділянці.

У даній роботі рух оболонки будемо описувати за допомогою рівнянь, які враховують поперечний зсув та інерцію обертання (оболонка типу Тимошенко). Контакт між простором та оболонкою вважаємо ковзним, а зв'язок – двостороннім. Середовище, що оточує оболонку, описується динамічними рівняннями теорії пружності.

У векторній формі динамічні рівняння теорії пружності мають вигляд [9]:

$$(\lambda_2 + 2\mu_2)\text{grad div}(\bar{u}) - \mu_2\text{rot rot}(\bar{u}) = \rho_2 \frac{\partial^2 \bar{u}}{\partial t^2}. \quad (1)$$

Тут $\bar{u} = (u_x, u_\theta, u_r)$ – вектор переміщень; λ_2, μ_2 – параметри Ламе для простору, ρ_2 – щільність простору.

Рух оболонки описується рівняннями, які враховують поперечний зсув та інерцію обертання (оболонка типу Тимошенко), та в загальному випадку мають вигляд [10]:

$$\left\{ \begin{aligned} & \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{1-\nu_1}{2a} \frac{\partial^2 u}{\partial \theta^2} + \frac{1+\nu_1}{2a} \frac{\partial^2 v}{\partial x \partial \theta} + \frac{\nu_1}{a} \frac{\partial w}{\partial x} - \\ & - \rho_1 \frac{1-\nu_1}{2G_1} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = - \frac{1-\nu_1}{2G_1 h} q_x \\ & \frac{1+\nu_1}{2a} \frac{\partial^2 u}{\partial x \partial \theta} + \frac{1-\nu_1}{2} \frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + \frac{1}{a^2} \frac{\partial^2 v}{\partial \theta^2} + \\ & + \frac{1}{a^2} \left(1 + \frac{(1-\nu_1)k^2}{2} \right) \frac{\partial w}{\partial \theta} + \frac{(1-\nu_1)k^2}{2a} \chi_\theta - \\ & - \rho_1 \frac{1-\nu_1}{2G_1} \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} = - \frac{1-\nu_1}{2G_1 h} q_\theta \\ & \frac{\nu_1}{a} \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{a^2} \frac{\partial v}{\partial \theta} - k^2 \frac{1-\nu_1}{2} \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \frac{1}{a^2} \frac{\partial^2 w}{\partial \theta^2} + \right. \\ & \left. + \frac{\partial \chi_x}{\partial x} + \frac{1}{a} \frac{\partial \chi_\theta}{\partial \theta} \right) + \frac{w}{a^2} + \rho_1 \frac{1-\nu_1}{2G_1} \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \\ & = - \frac{1-\nu_1}{2G_1 h} (-f + q_r) \\ & - 6k^2 \frac{1-\nu_1}{h^2} \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{1+\nu_1}{2a} \frac{\partial^2 \chi_\theta}{\partial x \partial \theta} + \frac{\partial^2 \chi_x}{\partial x^2} - \\ & - 6k^2 \frac{1-\nu_1}{h^2} \chi_x + \frac{1-\nu_1}{2a^2} \frac{\partial^2 \chi_x}{\partial \theta^2} - \rho_1 \frac{1+\nu_1}{2G_1} \\ & \frac{\partial^2 \chi_x}{\partial t^2} = - \frac{3(1-\nu_1)}{G_1 h^2} q_x \\ & - 6k^2 \frac{1-\nu_1}{ah^2} \frac{\partial w}{\partial \theta} + \frac{1+\nu_1}{2a} \frac{\partial^2 \chi_x}{\partial x \partial \theta} + \frac{1-\nu_1}{2} \frac{\partial^2 \chi_\theta}{\partial x^2} - \\ & - 6k^2 \frac{1-\nu_1}{h^2} \chi_\theta + \frac{1}{a^2} \frac{\partial^2 \chi_\theta}{\partial \theta^2} - \rho_1 \frac{1+\nu_1}{2G_1} \\ & \frac{\partial^2 \chi_\theta}{\partial t^2} = - \frac{3(1-\nu_1)}{G_1 h^2} q_\theta, \end{aligned} \right. \quad (2)$$

де u , v , w – осьове, кільцеве та нормальне переміщення точок серединної поверхні оболонки відповідно; χ_x , χ_θ – кути повороту нормалі до серединної поверхні в осьовому і кільцевому напрямках; q_r , q_x , q_θ – нормальна, осьова та кільцева реакція з боку простору на границі контакту між простором та оболонкою; f – нормальне навантаження; G_1 , ρ_1 , ν_1 , h , a – модуль зсуву, густина, коефіцієнт Пуассона, товщина та зовнішній радіус оболонки; $k^2 = \frac{2}{3}$ – числовий коефіцієнт.

При відсутності масових сил вводимо потенціальні функції ϕ , φ , χ за формулами [9]

$$\begin{aligned} u_x &= \frac{\partial \phi}{\partial x} + \frac{\partial^2 \varphi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \varphi}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 \varphi}{\partial \theta^2}, \\ u_r &= \frac{\partial \phi}{\partial r} - \frac{\partial^2 \varphi}{\partial x \partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \chi}{\partial \theta}, \\ u_\theta &= \frac{1}{r} \frac{\partial \phi}{\partial \theta} - \frac{1}{r} \frac{\partial^2 \varphi}{\partial x \partial \theta} - \frac{\partial \chi}{\partial r}. \end{aligned} \quad (3)$$

Підставляємо залежності (3) в рівняння (1).

Маємо:

$$\begin{aligned} & \left(\frac{\partial^2}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2}{\partial x^2} - \frac{1}{c_1^2} \frac{\partial^2}{\partial t^2} \right) \phi = 0; \\ & \left(\frac{\partial^2}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2}{\partial x^2} - \frac{1}{c_2^2} \frac{\partial^2}{\partial t^2} \right) \varphi = 0; \\ & \left(\frac{\partial^2}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2}{\partial x^2} - \frac{1}{c_2^2} \frac{\partial^2}{\partial t^2} \right) \chi = 0, \end{aligned} \quad (4)$$

$$c_1^2 = \frac{2G_2(1-\nu_2)}{\rho_2(1-2\nu_2)}, \quad c_2^2 = \frac{G_2}{\rho_2}. \quad (5)$$

Граничні умови мають вигляд:

$$\begin{aligned} q_r(x, t, \theta) &= -\sigma_{rr}(a, x, t, \theta), \\ q_x(x, t, \theta) &= q_\theta(x, t, \theta) = 0, \\ w(x, t, \theta) &= u_r(a, x, t, \theta), \\ \sigma_{rx}(a, x, t, \theta) &= \sigma_{r\theta}(a, x, t, \theta) = 0. \end{aligned} \quad (6)$$

Напруження, необхідні для задоволення граничних умов, виражаються через переміщення згідно з формулою:

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= \frac{2G_2\nu_2}{1-2\nu_2} \left(\frac{\partial u_x}{\partial x} + \frac{1}{r} \frac{\partial u_\theta}{\partial \theta} + \frac{u_r}{r} \right) + \\ & + \frac{2G_2(1-\nu_2)}{1-2\nu_2} \frac{\partial u_r}{\partial r}, \\ \sigma_{rx} &= G_2 \left(\frac{\partial u_x}{\partial r} + \frac{\partial u_r}{\partial x} \right), \\ \sigma_{r\theta} &= G_2 \left(\frac{1}{r} \frac{\partial u_r}{\partial \theta} + \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{u_\theta}{r} \right) \right). \end{aligned} \quad (7)$$

Початкові умови приймаються нульовими, тобто при $t = 0$ шукані величини та їх перші похідні за часом вважаємо рівними нулю.

Розв'язання задачі у просторі зображень

Для розв'язання задачі будемо використовувати перетворення Лапласа за часовою змінною:

$$f_L(p) = \int_0^{\infty} f(t)e^{-pt} dt \quad (8)$$

та перетворення Фур'є за осью координатою:

$$f_F(s) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} f(x)e^{-isx} dx. \quad (9)$$

Перейдемо до безрозмірних величин:

$$\begin{aligned} \{\Phi, X\} &= \frac{1}{a^2} \{\phi, \chi\}; \quad \{\Psi\} = \frac{1}{a^3} \{\phi\}; \\ \{U_x, U_\theta, U_r, U, V, W\} &= \frac{1}{a} \{u_x, u_\theta, u_r, u, v, w\}; \\ \{\bar{\sigma}_{rr}, \bar{\sigma}_{rx}, \bar{\sigma}_{r\theta}\} &= \frac{1}{G_1} \{\sigma_{rr}, \sigma_{rx}, \sigma_{r\theta}\}; \\ F &= \frac{f}{G_1}; \quad \{\bar{q}_r, \bar{q}_x, \bar{q}_\theta\} = \frac{1}{G_1} \{q_r, q_x, q_\theta\} \\ \{x_*, r_*\} &= \frac{1}{a} \{x, r\}; \quad \tau = \frac{c_s}{a} t; \quad \kappa = \frac{h}{a}; \quad \gamma = \frac{G_1}{G_2}; \\ \rho^* &= \frac{\rho_1}{\rho_2}; \quad d_1 = 1 - \kappa; \quad c_s = \frac{\sqrt{G_1}}{\sqrt{\rho_1}}. \end{aligned} \quad (10)$$

Застосуємо перетворення Лапласа за змінною τ та перетворення Фур'є за змінною x_* до рівнянь (4) та розкладаємо зображення потенціальних функцій у ряд Фур'є за формулами:

$$\begin{aligned} \{\Phi_{LF}, \Psi_{LF}\} &= \sum_{n=0}^{\infty} \{\Phi_{LF,n}, \Psi_{LF,n}\} \cos(n\theta), \\ X_{LF} &= \sum_{n=1}^{\infty} X_{LF,n} \sin(n\theta). \end{aligned} \quad (11)$$

Рівняння (4) мають вигляд:

$$\begin{aligned} \left(\frac{d^2}{dr_*^2} + \frac{1}{r_*} \frac{d}{dr} - \frac{n^2}{r_*^2} - \eta_r^2 p^2 - s^2 \right) \Phi_{LF,n} &= 0; \\ \left(\frac{d^2}{dr_*^2} + \frac{1}{r_*} \frac{d}{dr} - \frac{n^2}{r_*^2} - \eta_s^2 p^2 - s^2 \right) \Psi_{LF,n} &= 0; \\ \left(\frac{d^2}{dr_*^2} + \frac{1}{r_*} \frac{d}{dr} - \frac{n^2}{r_*^2} - \eta_s^2 p^2 - s^2 \right) X_{LF,n} &= 0, \end{aligned} \quad (12)$$

$$\text{де } \eta_r^2 = \frac{\gamma}{\rho^*} \frac{1 - 2\nu_1}{2(1 - \nu_1)}; \quad \eta_s^2 = \frac{\gamma}{\rho^*}.$$

Загальний розв'язок рівнянь (12) з урахуванням умов затухання на нескінченності має вигляд:

$$\begin{aligned} \Phi_{LF,n}(r_*, s, p) &= C_{1n}(s, p) K_n(m_r r_*); \\ \Psi_{LF,n}(r_*, s, p) &= C_{2n}(s, p) K_n(m_s r_*); \\ X_{LF,n}(r_*, s, p) &= C_{3n}(s, p) K_n(m_s r_*), \end{aligned} \quad (13)$$

де $m_r = \sqrt{s^2 + \eta_r^2 p^2}$, $m_s = \sqrt{s^2 + \eta_s^2 p^2}$, а K_n – модифіковані функції Бесселя.

Застосуємо перетворення Лапласа за змінною τ та перетворення Фур'є за змінною x_* до компонент переміщень і напружень та розкладаємо їх у ряд Фур'є за формулами:

$$\begin{aligned} \{U_{rLF}, U_{xLF}\} &= \sum_{n=0}^{\infty} \{U_{rLF,n}, U_{xLF,n}\} \cos(n\theta), \\ \{\bar{\sigma}_{rrLF}, \bar{\sigma}_{rxLF}\} &= \sum_{n=0}^{\infty} \{\bar{\sigma}_{rrLF,n}, \bar{\sigma}_{rxLF,n}\} \cos(n\theta), \\ \{U_{\theta LF}, \bar{\sigma}_{r\theta LF}\} &= \sum_{n=1}^{\infty} \{U_{\theta LF,n}, \bar{\sigma}_{r\theta LF,n}\} \sin(n\theta). \end{aligned} \quad (14)$$

Рівності (7) та (3) мають наступний вигляд:

$$\begin{aligned} U_{xLF,n} &= is\Phi_{LF,n} + \left(\frac{d^2}{dr_*^2} + \frac{1}{r_*} \frac{d}{dr_*} - \frac{n^2}{r_*^2} \right) \Psi_{LF,n}, \\ U_{rLF,n} &= \frac{d\Phi_{LF,n}}{dr_*} - is\frac{d\Psi_{LF,n}}{dr_*} + \frac{n}{r_*} X_{LF,n}, \\ U_{\theta LF,n} &= -\frac{n}{r_*} \Phi_{LF,n} + \frac{isn}{r_*} \Psi_{LF,n} - \frac{dX_{LF,n}}{dr_*}. \end{aligned} \quad (15)$$

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_{rrLF,n} &= \frac{2\nu_2}{(1 - 2\nu_2)\gamma} \left(isU_{xLF,n} + \frac{n}{r_*} U_{\theta LF,n} + \right. \\ &\quad \left. + \frac{U_{rLF,n}}{r_*} \right) + \frac{2(1 - \nu_2)}{(1 - 2\nu_2)\gamma} \frac{dU_{rLF,n}}{dr_*}, \\ \bar{\sigma}_{rxLF,n} &= \frac{1}{\gamma} \left(\frac{dU_{xLF,n}}{dr_*} + isU_{rLF,n} \right), \\ \bar{\sigma}_{r\theta LF,n} &= \frac{1}{\gamma} \left(-\frac{n}{r_*} U_{rLF,n} + \frac{d}{dr_*} \left(\frac{U_{\theta LF,n}}{r_*} \right) \right). \end{aligned} \quad (16)$$

Розкладаємо зображення шуканих величин у ряд Фур'є таким чином:

$$\begin{aligned} \{U_{LF}, W_{LF}\} &= \sum_{n=0}^{\infty} \{U_{LF,n}, W_{LF,n}\} \cos(n\theta), \\ V_{LF} &= \sum_{n=1}^{\infty} V_{LF,n} \sin(n\theta), \\ \{\bar{q}_{rLF}, \bar{q}_{xLF}\} &= \sum_{n=0}^{\infty} \{\bar{q}_{rLF,n}, \bar{q}_{xLF,n}\} \cos(n\theta), \\ \{\chi_{xLF}, F_{LF}\} &= \sum_{n=0}^{\infty} \{\chi_{xLF,n}, F_{LF,n}\} \cos(n\theta), \\ \{\bar{q}_{\theta LF}, \chi_{\theta LF}\} &= \sum_{n=1}^{\infty} \{\bar{q}_{\theta LF,n}, \chi_{\theta LF,n}\} \sin(n\theta). \end{aligned} \quad (17)$$

У просторі зображень за Фур'є-Лапласом система (2) має вигляд:

$$\left\{ \begin{aligned} & - \left(\frac{1-v_1}{2} (n^2 + p^2) + s^2 \right) U_{LF,n} + isn \frac{1+v_1}{2} V_{LF,n} + \\ & + v_1 is W_{LF,n} = - \frac{1-v_1}{2\kappa} \bar{q}_{xLF,n} \\ & - isn \frac{1+v_1}{2} U_{LF,n} - \left(\frac{1-v_1}{2} (s^2 + p^2) + n^2 \right) V_{LF,n} - \\ & - n \left(1 + \frac{(1-v_1)k^2}{2} \right) W_{LF,n} + \frac{(1-v_1)k^2}{2} \chi_{\theta LF,n} = \\ & = - \frac{1-v_1}{2\kappa^2} \bar{q}_{\theta LF,n} \\ & isv_1 U_{LF,n} + nV_{LF,n} - k^2 \frac{1-v_1}{2} (is\chi_{xLF,n} + n\chi_{\theta LF,n}) + \\ & + \left(\frac{1-v_1}{2} ((s^2 + n^2)k^2 + p^2) + 1 \right) W_{LF,n} = \\ & = - \frac{1-v_1}{2\kappa} (\bar{q}_{rLF,n} - F_{LF,n}) \\ & - 6k^2 is \frac{1-v_1}{\kappa^2} W_{LF,n} + isn \frac{1+v_1}{2} \chi_{\theta LF,n} - (s^2 + \\ & + \frac{1-v_1}{2} \left(\frac{12k^2}{\kappa^2} + n^2 + p^2 \right)) \chi_{xLF,n} = \\ & = - \frac{3(1-v_1)}{\kappa^2} \bar{q}_{xLF,n} \\ & 6k^2 n \frac{1-v_1}{\kappa^2} W_{LF,n} - isn \frac{1+v_1}{2} \chi_{xLF,n} - (n^2 + \\ & + \frac{1-v_1}{2} \left(\frac{12k^2}{\kappa^2} + s^2 + p^2 \right)) \chi_{\theta LF,n} = - \frac{3(1-v_1)}{\kappa^2} \bar{q}_{\theta LF,n}. \end{aligned} \right. \quad (18)$$

Граничні умови (6) мають вигляд:

$$\begin{aligned} \bar{q}_{rLF,n}(s, p) &= -\bar{\sigma}_{rLF,n}(1, s, p), \\ \bar{q}_{xLF,n}(s, p) &= \bar{q}_{\theta LF,n}(s, p) = 0, \\ W_{LF,n}(s, p) &= U_{rLF,n}(1, s, p), \\ \bar{\sigma}_{rxLF,n} &= \bar{\sigma}_{r\theta LF,n}(1, s, p) = 0. \end{aligned} \quad (19)$$

Враховуючи граничні умови (19), у системі (18) з четвертого та п'ятого рівнянь знаходимо невідомі функції $\chi_{xLF,n}, \chi_{\theta LF,n}$, а потім з першого та другого рівнянь знаходимо функції $U_{LF,n}, V_{LF,n}$ відповідно:

$$\begin{aligned} \chi_{xLF,n}(s, p) &= \frac{\Delta_1}{\Delta} W_{LF,n}(s, p); \\ \chi_{\theta LF,n}(s, p) &= \frac{\Delta_2}{\Delta} W_{LF,n}(s, p); \\ U_{LF,n}(s, p) &= \frac{\Delta_4}{\Delta_3} W_{LF,n}(s, p) + \frac{\Delta_5}{\Delta_3} \chi_{\theta LF,n}(s, p); \\ V_{LF,n}(s, p) &= \frac{\Delta_6}{\Delta_3} W_{LF,n}(s, p) + \frac{\Delta_7}{\Delta_3} \chi_{\theta LF,n}(s, p), \end{aligned} \quad (20)$$

$$\begin{aligned} \text{де } \Delta &= \left(s^2 + \frac{1-v_1}{2} \left(\frac{12k^2}{\kappa^2} + n^2 + p^2 \right) \right) \times \\ & \times \left(n^2 + \frac{1-v_1}{2} \left(\frac{12k^2}{\kappa^2} + s^2 + p^2 \right) \right) - \left(sn \frac{1+v_1}{2} \right)^2; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \Delta_1 &= -6k^2 is \frac{1-v_1}{\kappa^2} (n^2 + \\ & + \frac{1-v_1}{2} \left(\frac{12k^2}{\kappa^2} + s^2 + p^2 \right)) - 3is(kn)^2 \frac{1-v_1^2}{\kappa^2}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \Delta_2 &= 6k^2 n \frac{1-v_1}{\kappa^2} (s^2 + \\ & + \frac{1-v_1}{2} \left(\frac{12k^2}{\kappa^2} + n^2 + p^2 \right)) + 3n(ks)^2 \frac{1-v_1^2}{\kappa^2}; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \Delta_3 &= \left(\frac{1-v_1}{2} (s^2 + p^2) + n^2 \right) \times \\ & \times \left(\frac{1-v_1}{2} (n^2 + p^2) + s^2 \right) - \left(sn \frac{1+v_1}{2} \right)^2; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \Delta_4 &= isv_1 \left(\frac{1-v_1}{2} (s^2 + p^2) + n^2 \right) - \\ & - isn^2 \frac{1+v_1}{2} \left(1 + \frac{(1-v_1)k^2}{2} \right); \end{aligned}$$

$$\Delta_5 = -isn \frac{1+v_1}{2} \frac{(1-v_1)k^2}{2};$$

$$\begin{aligned} \Delta_6 &= -n \left(1 + \frac{(1-v_1)k^2}{2} \right) \times \\ & \times \left(\frac{1-v_1}{2} (n^2 + p^2) + s^2 \right) + s^2 n v_1 \frac{1+v_1}{2}; \end{aligned}$$

$$\Delta_7 = \frac{(1-v_1)k^2}{2} \left(\frac{1-v_1}{2} (n^2 + p^2) + s^2 \right).$$

Підставляємо вирази (20) в третє рівняння системи (18), а також, враховуючи граничні умови (19), отримуємо систему рівнянь відносно невідомих $C_{1n}(s, p), C_{2n}(s, p), C_{3n}(s, p)$. Розв'язавши отриману систему методом Гауса, підставляємо отримані розв'язки у співвідношення (15) та (16) і отримуємо вирази для переміщень та напружень у просторі зображень.

Результати чисельного аналізу

Розглянемо випадок, коли в початковий момент часу $t = 0$ в області $x = 0, r = b, \frac{\pi}{3} \leq \theta \leq \frac{2\pi}{3}, -\frac{2\pi}{3} \leq \theta \leq -\frac{\pi}{3}$ прикладається імпульсивне нормальне навантаження F_0 і у подальший момент часу $t > 0$ відбувається розширення навантаженої ділянки внутрішньої поверхні циліндричної оболонки з постійною швидкістю c .

Функція навантаження має вигляд:

$$f(x, t, \theta) = \frac{3F_0 H(ct - |x|)}{4\pi c t b} \left(H\left(\theta - \frac{\pi}{3}\right) \times \right. \\ \left. \times H\left(-\theta + \frac{2\pi}{3}\right) + H\left(-\theta - \frac{\pi}{3}\right) H\left(\theta + \frac{2\pi}{3}\right) \right), \quad (21)$$

де $H(x)$ – одинична функція Хевісайда.

Трансформанта навантаження (21) має вигляд:

$$F_{nLF}(s, p) = \frac{3F_0 \left(\sin\left(\frac{2\pi n}{3}\right) - \sin\left(\frac{\pi n}{3}\right) \right)}{a^2 \cdot 2\sqrt{2}\pi^{\frac{5}{2}} d_1 s c^* n} \times \\ * \left(\frac{\pi}{2} - \arctg\left(\frac{p}{sc^*}\right) \right), \quad (22)$$

де $c^* = \frac{c}{c_s}$.

Після оберненого перетворення Фур'є отримаємо вирази для трансформант Лапласа:

$$\frac{U_{rL}(r_*, x_*, p, \theta) G_1 a^2}{F_0} = \frac{3}{4\pi^3 d_1 c^*} \\ \sum_{n=0}^{\infty} \left[\int_0^{\infty} \frac{U_{rLF,n}(r_*, s, p)}{s} \left(\frac{\pi}{2} - \arctg\left(\frac{p}{sc^*}\right) \right) \right. \\ \left. \cos(sx_*) ds \right] \left[\sin\left(\frac{2\pi n}{3}\right) - \sin\left(\frac{\pi n}{3}\right) \right] \cos(n\theta), \quad (23)$$

$$\frac{\bar{\sigma}_{rrL}(r_*, x_*, p, \theta) a^2}{F_0} = \frac{3}{4\pi^3 d_1 c^*} \\ \sum_{n=0}^{\infty} \left[\int_0^{\infty} \frac{\bar{\sigma}_{rLF,n}(r_*, s, p)}{s} \left(\frac{\pi}{2} - \arctg\left(\frac{p}{sc^*}\right) \right) \right. \\ \left. \cos(sx_*) ds \right] \left[\sin\left(\frac{2\pi n}{3}\right) - \sin\left(\frac{\pi n}{3}\right) \right] \cos(n\theta). \quad (24)$$

Розглянемо тепер випадок, коли в початковий момент часу $t = 0$ в області $|x| \leq d, r = b, \frac{\pi}{3} \leq \theta \leq \frac{2\pi}{3}, -\frac{2\pi}{3} \leq \theta \leq -\frac{\pi}{3}$ прикладається імпульсивне нормальне навантаження F_0 , яке постійно діє на даній ділянці. Функція навантаження має вигляд:

$$f(x, t, \theta) = F_0 H(|x| - d) H(t) \left(H\left(\theta - \frac{\pi}{3}\right) \right. \\ \left. H\left(-\theta + \frac{2\pi}{3}\right) + H\left(-\theta - \frac{\pi}{3}\right) H\left(\theta + \frac{2\pi}{3}\right) \right). \quad (25)$$

Трансформанта навантаження (23) має вигляд:

$$F_{nLF}(s, p) = \frac{2\sqrt{2}F_0 \sin(d^* s)}{\pi^{\frac{3}{2}} s p} \times \\ \times \left(\sin\left(\frac{2\pi n}{3}\right) - \sin\left(\frac{\pi n}{3}\right) \right), \quad (26)$$

де $d^* = \frac{d}{a}$.

Після оберненого перетворення Фур'є отримаємо вирази для трансформант Лапласа:

$$\frac{U_{rL}(r_*, x_*, p, \theta) G_1}{F_0} = \frac{1}{\pi^2 p} \times \\ \times \sum_{n=0}^{\infty} \left[\int_0^{\infty} \frac{\sin(d^* s) U_{rLF,n}(r_*, s, p)}{s} \right. \\ \left. \cos(sx_*) ds \right] \left[\sin\left(\frac{2\pi n}{3}\right) - \sin\left(\frac{\pi n}{3}\right) \right] \cos(n\theta), \quad (27)$$

$$\frac{\bar{\sigma}_{rrL}(r_*, x_*, p, \theta)}{F_0} = \frac{1}{\pi^2 p} \times \\ \times \sum_{n=0}^{\infty} \left[\int_0^{\infty} \frac{\sin(d^* s) \bar{\sigma}_{rLF,n}(r_*, s, p)}{s} \right. \\ \left. \times \cos(sx_*) ds \right] \left[\sin\left(\frac{2\pi n}{3}\right) - \sin\left(\frac{\pi n}{3}\right) \right] \cos(n\theta). \quad (28)$$

Обчислення невластних інтегралів у виразах (23), (24), (27), (28) здійснювалось наближено з використанням метода Файлона [7], обернення перетворення Лапласа здійснювалось чисельно за допомогою зміщених поліномів Лежандра [8].

Розрахунки проведено для таких значень безрозмірних параметрів: $v_1 = v_2 = 0,3$, $\gamma = 30$, $\rho^* = 4$, $\kappa = 0,02$, $d_1 = 1 - \kappa = 0,98$, $d^* = \frac{1}{2}$, $c^* = 0,4$, $x_* = 0$, $r_* = 1$. Величини θ , τ – змінювались.

Рис. 1 ілюструє зміну нормальних переміщень, для навантажень (21), за кутовою координатою на межі контакту оболонки і пружного простору ($r_* = 1$, $x_* = 0$), для різних значень безрозмірного часу, при цьому для кривої 1 – $\tau = 1$, для 2 – $\tau = 3$, 3 – $\tau = 10$. На рис. 2 приведені аналогічні результати для нормальних напружень, але для кривої 1 – $\tau = 0,1$.

На рис. 3 та рис. 4 для навантаження (25) показано зміну нормальних переміщень та нормальних напружень за кутовою координатою на границі контакту оболонки і пружного простору ($r_* = 1$, $x_* = 0$) у різні моменти безрозмірного часу, при цьому для кривої 1 – $\tau = 1$, для 2 – $\tau = 3$, 3 – $\tau = 10$.

Висновки

Отримано розв’язок невісесиметричної динамічної задачі для циліндричної оболонки у пружному просторі. При цьому вирази для переміщень і напружень у оболонці і довільній точці простору подано у вигляді подвійних невластних інтегралів Фур’є та Лапласа від рядів Фур’є. Для отримання результатів запропоновано ефективний чисельний алгоритм, який ґрунтується на методі Файлона та многочленів Лежандра.

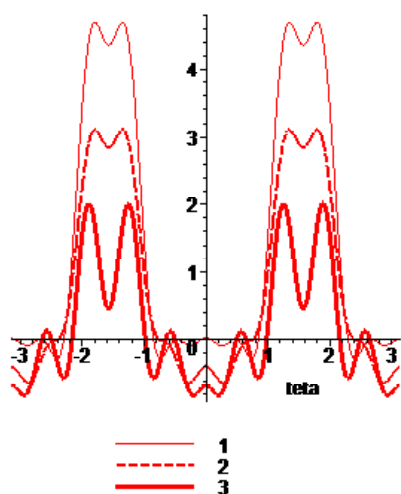


Рис. 1. Розподіл нормальних переміщень оболонки за кутовою координатою в різні моменти часу, для навантаження, що розбігається

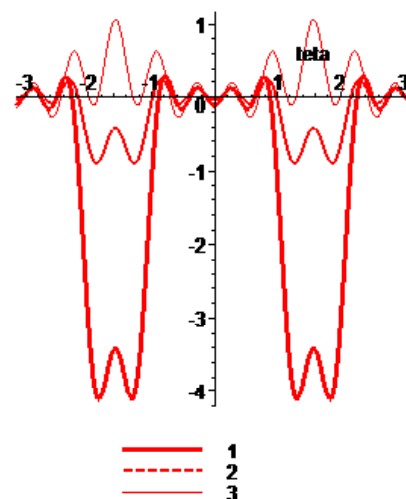


Рис. 2. Розподіл нормальних напружень оболонки за кутовою координатою в різні моменти часу, для навантаження, що розбігається

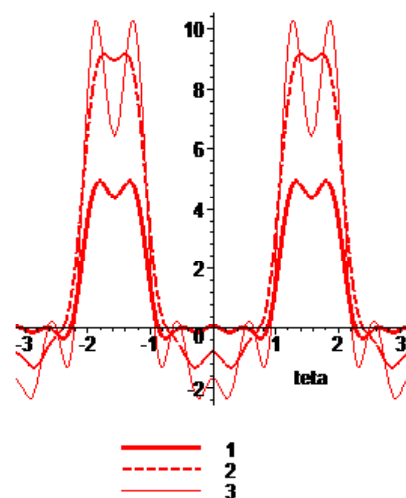


Рис. 3. Розподіл нормальних переміщень оболонки за кутовою координатою в різні моменти часу, для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

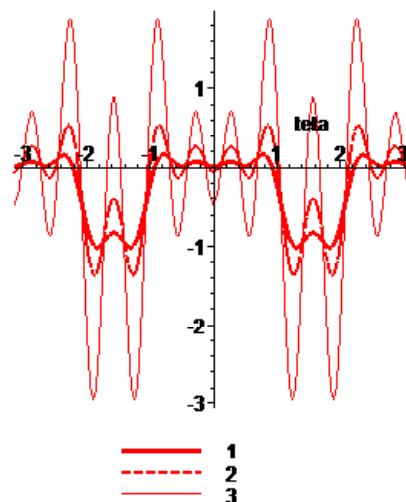


Рис. 4. Розподіл нормальних напружень оболонки за кутовою координатою в різні моменти часу, для навантаження, що залежить від часу, як одинична функція Хевісайда

Проілюстровано графічно розподіл за кутовою координатою в різні моменти часу нормальних переміщень та напружень оболонки на межі контакту з пружним простором. Показано, що для навантаження, що розбігається, нормальні переміщення та напруження зі збільшенням часу збігаються до нуля. Отримані результати і запропоновані алгоритми можуть використовуватись при динамічному розрахунку підземних споруд, зокрема тунелів метро та підземних трубопроводів.

Список літератури

1. Львовский В. М. Установившиеся колебания цилиндрической оболочки в упругой среде под действием подвижной нагрузки / Львовский В. М., Онищенко В. И., Пожуев В. И. – Вопросы прочности и пластичности. – Днепропетровск. 1974 – С. 98–110.
2. Пожуев В. И. Действие подвижной нагрузки на цилиндрическую оболочку в упругой среде / Пожуев В. И. // Строительная механика и расчет сооружений. – 1976. – № 1. – С. 44–46.
3. Пожуев В. И. Реакция цилиндрической оболочки, находящейся в трансверсально-изотропной среде, на действие подвижной нагрузки / Пожуев В. И. // Прикладная механика. – 1980 – т. 16 – № 11. – С. 28–35.
4. Горшков А. Г. Пластины и оболочки на инерционном основании при действии подвижных нагрузок / Горшков А. Г., Пожуев В.И. – М. : Изд-во МАИ, 1992. – 136 с.
5. Пожуев В. И. Нестационарная реакция цилиндрической оболочки в упругой среде на действие неосесимметрической подвижной нагрузки / Пожуев В. И., Жибитай Мохаммед. – Изв. ВУЗов. Строительство и архитектура. – 1991. – № 6. – С. 33–37.
6. Пожуев В. И. Нестационарные колебания трубопровода конечной длины, односторонне взаимодействующего с инерционной средой / Пожуев В. И., Жибитай Мохаммед. – Изв. ВУЗов. Строительство. – 1992. – № 4. – С. 48–50.
7. Крылов В. И. Справочная книга по численному интегрированию / Крылов В. И., Шульгина Л. Т. – М. : Наука, 1966. – 370 с.
8. Крылов В. И. Методы приближенного преобразования Фурье и обращения преобразования Лапласа / Крылов В. И., Скобля Н. С. – М. : Наука, 1974. – 223 с.
9. Новацкий В. Теория упругости / Новацкий В. – М. : Мир, 1975. – 872 с.
10. Вольмир А. С. Нелинейная динамика пластинок и оболочек / Вольмир А. С. – М. : Наука, 1972. – 432 с.

Одержано 25.11.2015

Пожуев А.В., Фасоляк А.В. Нестационарная неосесимметричная деформация цилиндрической оболочки в упругом пространстве под действием подвижных поверхностных нагрузок

Рассматривается бесконечная цилиндрическая оболочка, находящаяся в трехмерном упругом инерциальном пространстве. Изучается случай, когда к внутренней поверхности оболочки прикладываются неосесимметрические нормальные нагрузки. Получены выражения для нормальных перемещений и напряжений, а также проиллюстрировано графически их распределение по угловой координате для различных моментов времени.

Ключевые слова: цилиндрическая оболочка, упругое пространство, динамическая нагрузка, неосесимметричная задача, оболочка типа Тимошенко.

Pozhuev A., Fasoliak A. Non-stationary not axisymmetrical deformation of a cylindrical shell in an elastic space under the action of moving surface loads

Infinite cylindrical shell, embded in three-dimensional inertial elastic space is considered. Case, when internal surface of the shell is subjected to non axi-symmetrical balanced impulsive normal loads is studied. Expressions for normal displacements and stresses are received and this distribution on angle axis for different values of time is illustrated graphically.

Key words: cylindrical shell, elastic space, dynamic loads, non axi-symmetrical problem, Timoshenko's shell.

УДК 539.371

Канд. фіз.-мат. наук С. А. Левчук, А. А. Хмельницький
Запорізький національний університет, м. Запоріжжя

АПРОКСИМАЦІЯ СТАТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ КРУГЛИХ ПЛАСТИН РІЗНИХ ПРОФІЛІВ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА

Робота присвячена моделюванню напружено-деформованого стану круглих пластин різних профілів шляхом апроксимації їх кільцевими пластинами дискретно-змінної товщини. Застосування апарату функцій типу Гріна та матричної алгебри дозволило побудувати компактний обчислювальний алгоритм розв'язання досліджуваної задачі при практично довільній кількості секцій у складеному тілі, яке застосовувалося при моделюванні.

Ключові слова: кільцева пластина, крайова та складена задача, складена конструкція, матриця типу Гріна, матрична алгебра.

Вступ

У даній роботі розглянуто моделювання статичного деформування круглих пластин різних профілів шляхом апроксимації їх кільцевими пластинами дискретно-змінної товщини. Такий підхід до розв'язання задачі не є новим. Наприклад, він був викладений у [1], проте в даній роботі застосування апарату функцій Гріна та матричної алгебри дозволило побудувати компактний обчислювальний алгоритм розв'язку розглянутої задачі при практично довільній кількості секцій у складеному тілі, яке застосовувалося при моделюванні.

Попередня розробка даної проблеми була здійснена у роботі [6]. Роботи [9–11] також були присвячені дослідженню деяких питань розрахунку деформування круглих пластин змінної товщини. У [9], наприклад, розглядався метод розв'язання задач деформування тонких пластин змінної товщини за допомогою функції комплексної змінної. За припущенням профіль пластинки є симетричним відносно її серединної площини, і вона деформується силами, що діють у цій площині. Розглянуто задачу про одностороннє розтягання нескінченної пружної пластини, що послаблена круговим отвором. У [10] запропоновано енергетичний підхід до розв'язання нелінійних задач вигину гнучких круглих пластин змінної товщини. Був отриманий вираз потенційної енергії мембранних напружень, що дозволило оцінити роль зусиль у загальній енергії пластинки. Показано також вплив змінної товщини на напружено-деформований стан круглої пластинки. У [11] було викладено обчислювальну процедуру для розрахунку кільцевої пластини із неперервною зміною товщини вздовж радіуса під дією довільно розподіленого поперечного навантаження. Гладка діаграма жорсткості на згин апроксимувалася за допомогою дискретної східчастої функції. Використовувався метод послідовної покрокової редукції.

Матеріали та методика досліджень

Попередній вивід матриць типу Гріна, за допомогою яких записується остаточний розв'язок задачі про розрахунок статичного деформування круглої пластини дискретно-змінної товщини, осьовий переріз якої зображено на рис. 1, було зроблено у [7]. При цьому, згаданий розв'язок задачі прийняв вигляд:

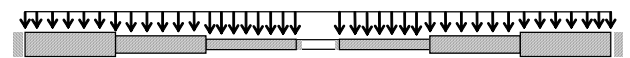


Рис. 1. Осьовий переріз кільцевої складеної пластини

$$W_k(r) = \sum_{l=0}^n \int_0^{R_{l+1}} G_l(r, \xi) \bar{F}_l(\xi) d\xi, \quad (1)$$

$$\text{де } G_l(r, \xi) = \begin{pmatrix} G_{l1}(r, \xi) & G_{l2}(r, \xi) \end{pmatrix}. \quad (2)$$

$$\bar{F}_0(\xi) = F_1(\xi), \quad \bar{F}_n(\xi) = F_n(\xi), \quad \bar{F}_l(\xi) = (F_l(\xi) \quad F_{l+1}(\xi))^T, \\ l = 1, 2, \dots, n-1, \quad k = 1, 2, \dots, n.$$

Тут W – вісесиметричний нормальний прогин серединної поверхні пластини, F – права частина, що враховує поверхневе нормальне навантаження та фізичні характеристики об'єкта, $G_l(r, \xi)$ – побудовані матриці типу Гріна для розглянутої задачі (більш докладно про матриці Гріна див. [7]), n – кількість секцій у складеному об'єкті.

Дана стаття є логічним продовженням робіт [6, 7].

Теоретичні результати та їх аналіз

Слід зазначити, що при обчисленні оберненої матриці A^{-1} , елементи якої необхідні при побудові відпо-

відних матриць типу Гріна, необхідно буде розв'язати $4n$ систем, кожна з яких складається з $4n$ алгебраїчних рівнянь з $4n$ невідомими, де n – кількість секцій у складеному об'єкті.

При розв'язуванні згаданих систем за допомогою одного з точних методів (наприклад, методу Гаусса з вибором головного елемента) часто стикаємося з проблемами обчислювального характеру, оскільки при достатньо великому n похибка обчислень невідомих стає незадовільною. Застосування ж ітераційних методів розв'язку систем алгебраїчних рівнянь вкрай утруднено, оскільки потрібна попередня підготовка матриць коефіцієнтів при невідомих при великому розмірі даних матриць.

Тому слід звернути увагу на те, що одержані матриці мають так звану стрічкову структуру, тобто містять велику кількість нульових елементів (так звані квазидіагональні матриці). Загальновідомо, що при розв'язуванні системи рівнянь із квазидіагональною матрицею число арифметичних операцій і об'єм задіяної пам'яті ЕОМ можуть бути суттєво зменшені, що підвищує точність обчислень.

Розрахункова схема для знаходження оберненої матриці A^{-1} в розглянутій задачі із застосуванням вказаного вище підходу, може виглядати таким чином.

Виходячи з відомої матричної рівності

$$A^{-1}A = E,$$

де $A^{-1} = \{\bar{\alpha}_{ij}\}_{i,j=1}^{4n}$ – матриця, обернена до заданої матриці $A = \{\alpha_{ij}\}_{i,j=1}^{4n}$, E – одинична матриця, бачимо, що

для знаходження елементів оберненої матриці A^{-1} необхідно розв'язати $4n$ систем лінійних алгебраїчних рівнянь вигляду:

$$(\bar{\alpha}_{i1} \quad \bar{\alpha}_{i2} \quad \dots \quad \bar{\alpha}_{i4n})A = (0 \quad 0 \quad 1_i \quad 0 \quad \dots \quad 0),$$

де i – номер рядка оберненої матриці ($i = 1, 2, \dots, 4n$), 1_i – означає, що одиниця є i -тою компонентою вектора вільних членів.

У випадку трьох секцій у складеному об'єкті ($n = 3$) у матричному вигляді згадана система рівнянь подається у такому вигляді (для кожного i):

$$\begin{aligned} A^{11}C^1 + A^{12}C^2 &= F^1, \\ A^{22}C^2 + A^{23}C^3 &= F^2, \\ A^{33}C^3 + A^{34}C^4 &= F^3. \end{aligned} \quad (3)$$

Далі з системою (3) для визначення векторів невідомих C^i ($i = 1, 2, 3, 4$) можна вчинити наступне.

Із першого і другого рівнянь системи (3) знайдемо, користуючись правилами матричної алгебри, C^2 і C^3

відповідно:

$$\begin{aligned} C^2 &= (A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1), \\ C^3 &= (A^{23})^{-1}(F^2 - A^{22}C^2), \\ A^{33}C^3 + A^{34}C^4 &= F^3. \end{aligned} \quad (4)$$

Підставляючи далі вираз для C^2 із (4) у вираз для C^3 із цієї ж системи і одержані представлення для C^3 – в останнє рівняння системи (4), отримаємо:

$$\begin{aligned} C^2 &= (A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1), \\ C^3 &= (A^{23})^{-1}\{F^2 - A^{22}(A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1)\}, \end{aligned} \quad (5)$$

$$A^{33}(A^{23})^{-1}\{F^2 - A^{22}(A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1)\} + A^{34}C^4 = F^3.$$

Перетворивши останнє з рівнянь (5), одержимо:

$$\begin{aligned} A^{33}(A^{23})^{-1}A^{22}(A^{12})^{-1}A^{11}C^1 + A^{34}C^4 &= \\ = F^3 - A^{33}(A^{23})^{-1}F^2 + A^{33}(A^{23})^{-1}A^{22}(A^{12})^{-1}F^1. \end{aligned} \quad (6)$$

Рівняння (6) у розгорнутому вигляді є системою чотирьох лінійних алгебраїчних рівнянь відносно такої ж кількості невідомих.

Підставляючи знайдене з (6) C^1 у (5), визначимо C^3 і C^2 і, тим самим, закінчимо процес розв'язання задачі.

У загальному вигляді, якщо розглядати складену кільцеву пластину, яка складається з n секцій, будемо мати.

Система для визначення елементів оберненої матриці запишеться у вигляді, аналогічному (3):

$$\begin{aligned} A^{11}C^1 + A^{12}C^2 &= F^1, \\ A^{22}C^2 + A^{23}C^3 &= F^2, \\ \dots & \\ A^{n-1n-1}C^{n-1} + A^{n-1n}C^n &= F^{n-1}, \\ A^{nn}C^n + A^{nn+1}C^{n+1} &= F^n. \end{aligned} \quad (7)$$

Розв'язувальна система лінійних алгебраїчних рівнянь для визначення невідомих компонентів векторів C^1 , C^{n+1} запишеться у такому вигляді:

$$\begin{aligned} &(-1)^{n+1}A^{nn}(A^{n-1n})^{-1}A^{n-1n-1}(A^{n-2n-1})^{-1} \dots \\ &\dots A^{22}(A^{12})^{-1}A^{11}C^1 + A^{nn+1}C^{n+1} = \\ &= F^n - A^{nn}(A^{n-1n})^{-1}F^{n-1} + \\ &+ A^{nn}(A^{n-1n})^{-1}A^{n-1n-1}(A^{n-2n-1})^{-1}F^{n-2} + \dots + \\ &+ (-1)^{n+1}A^{nn}(A^{n-1n})^{-1}A^{n-1n-1}(A^{n-2n-1})^{-1} \dots \\ &\dots A^{33}(A^{23})^{-1}A^{22}(A^{12})^{-1}F^1. \end{aligned} \quad (8)$$

Вектори C^2, C^3, \dots, C^n визначаються з рекурентних співвідношень:

$$\begin{aligned} C^2 &= (A^{12})^{-1}(F^1 - A^{11}C^1), \\ C^3 &= (A^{23})^{-1}(F^2 - A^{22}C^2), \\ &\dots\dots\dots \\ C^{n-1} &= (A^{n-2n-1})^{-1}(F^{n-2} - A^{n-2n-2}C^{n-2}), \\ C^n &= (A^{n-1n})^{-1}(F^{n-1} - A^{n-1n-1}C^{n-1}). \end{aligned} \quad (9)$$

Як бачимо, при розрахунках за викладеною вище схемою доводиться мати справу не з матрицями коефіцієнтів при невідомих розміром $4n \times 4n$, а з матрицями розміром 4×4 . Це дозволяє уникнути певних обчислювальних складностей.

Обчислювальні результати та їх аналіз

Із застосуванням вказаних вище підходів моделювалося статичне деформування деяких типів круглих пластин різних профілів з отворами (рис. 2, 3). При цьому досліджувалися пластини апроксимувалися пластинами дискретно-змінної товщини (див. рис. 1).

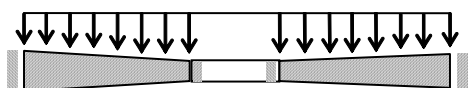


Рис. 2. Осьовий переріз круглої пластини з отвором першого типу

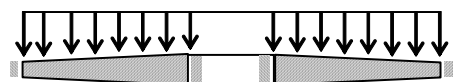


Рис. 3. Осьовий переріз круглої пластини з отвором другого типу

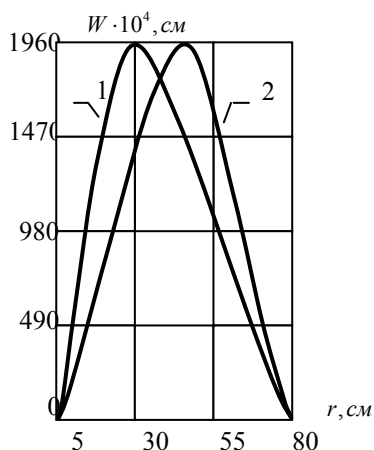


Рис. 4. Нормальні прогини

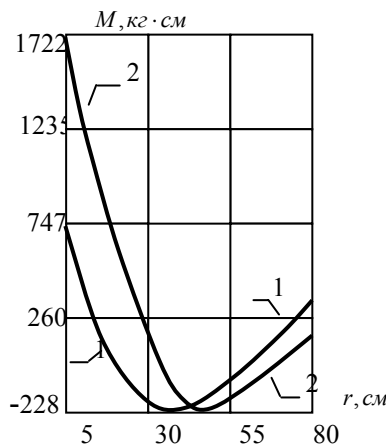


Рис. 5. Згинальні моменти

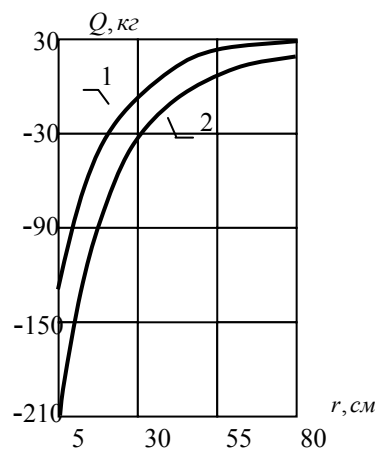


Рис. 6. Поперечні сили

Деякі обчислені характеристики напружено-деформованого стану наведені на рис. 4–6 (цифрами на графіках позначені криві для пластини першого та другого типів відповідно). Розрахунок виконувався для наступних значень вхідних параметрів. Радіуси кільцевих секцій зростали від 5 см до 80 см з кроком 1 см при апроксимації обох розглянутих типів кільцевих пластин (див. рис. 2, 3). Товщини кільцевих секцій зростали від 1 см до 1,75 см з кроком 0,01 см при апроксимації кільцевої пластини першого типу (див. рис. 2), та зменшувалися від 1,75 см до 1 см з кроком 0,01 см при апроксимації кільцевої пластини другого типу (див. рис. 3). Кільцеві пластини обох типів знаходилися під дією зовнішнього нормального поверхневого навантаження інтенсивністю 1 кг/см^2 , при цьому $E = 2 \cdot 10^6 \text{ кг/см}^2$, $\nu = 0,25$.

Список літератури

1. Биргер М. А. Прочность, устойчивость, колебания : в 3-х т. / Биргер М. А., Пановко Я. Г. – М. : Машиностроение, 1968. – Т. 1. – 832 с.
2. Гавеля С. П. Экспериментальная корректировка расчета подрессоренной кольцевой пластины / С. П. Гавеля, П. Ф. Кульбашный, С. А. Левчук // Запорож. ун-т. – Запорожье, 1992. – 6 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.10. 92, № 1668. – Ук92.
3. Использование экспериментальных возможностей при расчете контактирования упругих пластин / [С. П. Гавеля, Д. Б. Головки, П. Ф. Кульбашный, С. А. Левчук] // Запорож. ун-т. – Запорожье, 1992. – 7с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.08.92, № 1285 – Ук92.
4. Исследование подрессоривания вулканизационной диафрагмы / [С. П. Гавеля, Д. Б. Головки, П. Ф. Кульбашный, С. А. Левчук] // Тезисы докл. Всесоюз. науч.-технич. конф. «Методы потенциала и конечных элементов в автоматизированных исследованиях инженерных конструкций». – К., 1991. – 21 с.
5. Экспериментальная корректировка расчета сложного напряженно-деформированного состояния составных тонкостенных конструкций / [С. П. Гавеля, Д. Б. Головки, П. Ф. Кульбашный, С. А. Левчук] // Тезисы докл. 4-го симпозиума «Прочность материалов и элементов конструкций при сложном напряженном состоянии». – К., 1992. – 19 с.

6. Левчук С. А. Про деякі способи апроксимації круглих пластин різних профілів / С. А. Левчук, Ю. О. Сисоєв // Вісник Запорізького національного університету. Сер. Фізико-математичні науки. – Запоріжжя : ЗНУ, 2008. – № 1. – С. 113–117.
7. Левчук С. А. Матриця Гріна задачі про статичне деформування складеної кільцевої пластини / С. А. Левчук // Вісник Запорізького державного університету – Сер. Фізико-математичні науки. – Запоріжжя: ЗДУ, 2003. – № 1. – С. 55–60.
8. Левчук С. А. Матриці Гріна рівнянь та систем еліптичного типу для дослідження статичного деформування складених тіл : дис. ... канд. фіз.-мат. наук : 01.02.04 / Левчук Сергій Анатолійович. – Запоріжжя : ЗДУ, 2002. – 150 с.
9. Шарафутдинов Г. З. Деформирование тонких пластинок переменной толщины / Г. З. Шарафутдинов // Соврем. пробл. мех. – М., 1999. С. 255–256.
10. Колмогоров Г. Л. Особенности поведения круглой пластины переменной толщины под нагрузкой / Г. Л. Колмогоров, В. Р. Кулиев // Вестн. ПГТУ. Динам. и проч. машин. – 2000. – №1. – С. 42–48.
11. Yeh Kai-yuan On the nonaxisymmetric loading of nonhomogeneous annular plates of variable thickness/ Yeh Kai-yuan, Kue Jien-huo, F.P.J. Rimrott// Trans. ASME. J. Appl. Mech. – 1997. – 64, № 2. – P. 307–312.

Одержано 15.02.2016

Левчук С.А., Хмельницький А.А. Аппроксимация статического деформирования круглых пластин разных профилей при помощи матриц типа Грина

Работа посвящена моделированию напряженно-деформированного состояния круглых пластин различных профилей путем аппроксимации их кольцевыми пластинами дискретно-переменной толщины. Применение аппарата функций типа Грина и матричной алгебры позволило построить компактный вычислительный алгоритм решения исследуемой задачи при практически произвольном количестве секций в составном теле, которое применялось при моделировании.

Ключевые слова: *кольцевая пластина, гранично-составная задача, составная конструкция, матрица типа Грина, матричная алгебра.*

Levchuk S., Khmelnytskyi A. Approximation the statics deformation of circular plates with different profiles with help the matrix of Green type

The work is devoted for modelling the strainly-deformed state of the circular plates with different profiles. These plates had been approximated the circular plates with discrete-variable thickness. The matrix of Green type and algebra of matrix had been used what allow had been constructed compact computing algorithm for solution of research problem. The proposed method of calculation, had been generalised on the case n section in the circular plate.

Key words: *circular plate, boundary-compound problem, compound construction, matrix of Green type, algebra of matrix.*

АЛГОРИТМ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ СО СЛОЖНЫМИ ДВИЖЕНИЯМИ СВАРОЧНОГО ИНСТРУМЕНТА

Рассматривается задача получения сплошного покрытия при упрочняющей или восстанавливающей дуговой наплавке с колебаниями сварочного инструмента по сложным траекториям, основу которых составляют колебания по гармоническому закону перпендикулярные оси перемещения дуги. В аналитическом виде получены условия решения задачи обеспечения сплошного слоя наплавки с выбором определённых параметров колебаний и скорости наплавки. Адекватность результатов аналитических выводов проверена численными расчётами для конкретных режимов дуговой наплавки. Получены условия получения сплошности наплавленного слоя при колебаниях в направлениях отличных от перпендикулярных к оси перемещения сварочного инструмента. При этом доказана возможность повышения производительности процесса.

Ключевые слова: восстановление, упрочнение, наплавка, электродная проволока, установка, траектории движения, расчёт.

Важным критерием получения качественного шва при наплавке с наложением механических колебаний на сварочный инструмент является соблюдение условия сплошности, а именно: формирование сплошного валика с равномерным перекрытием по ширине. Следует отметить, что механические колебания могут быть разного типа и накладываться на сварочный инструмент или на расплав ванны.

Так в работах [1–4] при наплавке применяются колебания сварочного инструмента по трапециевидной траектории, что в одних случаях обусловлено получением большой площади наплавки, а значит увеличением производительности процесса [1–2], в других – вместе с получением широкого валика необходимо обеспечение низких значений скорости охлаждения расплава ванны [3].

Для получения мелкозернистой структуры наплавленного слоя обычно применяются гармонические колебания сварочного инструмента или расплава ванны, что обусловлено природой кристаллизационных процессов, имеющих периодичность гармонического характера при затвердевании металла [5].

Синхронизируя колебания сварочного инструмента или расплава ванны с колебаниями кристаллизационного процесса, и подбирая частотные характеристики, можно добиться максимальной степени измельчения структуры наплавленного металла, что обеспечит его высокие механические свойства.

Таким образом, обеспечение сплошности наплавленного шва с применением гармонических колебаний является актуальной задачей технологии наплавки.

Как показано в работе [6], в случае гармонических колебаний сварочного инструмента, сплошность будет обеспечена в том случае, если нормаль AB в произ-

вольной точке графика функции $y(t) = \frac{L}{2} \sin \omega t$, из

точки A (середина между двумя максимумами) будет иметь длину, равную половине ширины шва – $l/2$. В случае прямолинейного и равномерного движения сварочного инструмента вдоль оси X зависимость $y(x)$ будет иметь вид изображенный на рис. 1.

В аналитическом виде условие сплошности должно выражаться в определении скорости наплавки V_n как функции от частотных характеристик ($L/2$ – амплитуда колебания, ω – частота колебания) и ширины шва l с учётом вышеуказанного положения и размера нормали AB . Конечное выражение для V_n , представленное в работе [6] имеет вид:

$$V_n = \frac{L\omega}{2} \sqrt{\frac{(\sin \tau - 1) \cos \tau}{\frac{3}{2} \pi - \tau}}, \quad (1)$$

где τ – корень уравнения:

$$\frac{l^2}{L^2} = (\sin t - 1) \left[(\sin t - 1) + \left(\frac{3}{2} \pi - t \right) \cos t \right] \quad (2)$$

при $t = \frac{\omega x_1}{V_n}$. Как видно, формула (1) не имеет смысла

в силу того, что множитель $(\sin \tau - 1)$ на участке области допустимых значений $(-1; 0)$ для функции \sin будет отрицательным. Кроме того, исходя из подхода вывода данной формулы, непонятно, как было получено уравнение (2). Данные обстоятельства обуславливают необходимость проведения некоторой корректи-

ровки конечной формулы (1).

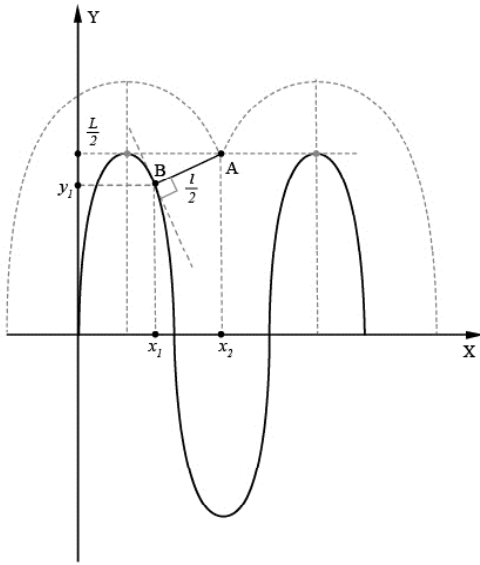


Рис. 1. Схема траектории движения источника нагрева

Рассматривая AB как участок нормали к произвольной точке x_1 графика $y(t) = \frac{L}{2} \sin \omega t$, можно написать для точек A и B (рис. 1) выражения:

$$\frac{L}{2} = ax_2 + b \quad \text{— для точки } A;$$

$$y_1 = ax_1 + b \quad \text{— для точки } B,$$

где a — угловой коэффициент нормали, b — свободный член.

Вычитая из первого уравнения второе и выражая $x_2 - x_1$ получим:

$$x_2 - x_1 = \frac{1}{a} \left(\frac{L}{2} - y_1 \right). \quad (3)$$

Т. к. $x_2 - x_1$ является расстоянием, то в дальнейших рассуждениях будет рассматриваться модуль $|x_2 - x_1|$.

С другой стороны, определяя AB как расстояние между двумя точками заданными в декартовой системе координат, можно написать:

$$\left(\frac{l}{2} \right)^2 = (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - y_1 \right)^2, \quad (4)$$

где $\frac{l}{2}$ — длина отрезка AB как половины ширины шва.

Угловой коэффициент нормали a в связи с тем, что величины y и x являются функциями от времени t , а

также с учётом $y(t) = \frac{L}{2} \sin \omega t$, будет равен [7]:

$$\begin{aligned} a &= -\frac{1}{\frac{dy}{dx}} = -\frac{1}{\frac{\frac{\partial y}{\partial t} \cdot dt}{\frac{\partial x}{\partial t} \cdot dt}} = -\frac{1}{\frac{\frac{\partial y}{\partial t}}{\frac{\partial x}{\partial t}}} = \\ &= -\frac{1}{\frac{L\omega \cos \omega t}{2V_H}} = -\frac{2V_H}{L\omega \cdot \cos \omega t}. \end{aligned} \quad (5)$$

Таким образом, принимая во внимание, что значение y_1 есть некоторое случайное значение функции $y(t) = \frac{L}{2} \sin \omega t$, т. е. индекс 1 можно отбросить и записать систему уравнений:

$$\begin{cases} a = -\frac{2V_H}{L\omega \cos \omega t} \\ |x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \\ \left(\frac{l}{2} \right)^2 = (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2. \end{cases} \quad (6)$$

Решением данной системы будет выражение для V_H (L, l, ω):

$$V_H = \frac{L\omega}{2} \cdot \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}}. \quad (7)$$

Из анализа данного выражения видно, что скорость наплавки не будет постоянной. Она будет равна нулю при значениях $\omega t = \frac{n\pi}{2}$, где n — любое нечётное число.

Кроме того, необходимо, чтобы было удовлетворено условие:

$$\left(\frac{l}{L} \right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2 > 0. \quad (8)$$

Т. к. по смыслу всегда $\frac{l}{L} > 0$, то данное неравенство сводится к следующему:

$$1 - \frac{l}{L} < \sin \omega t. \quad (9)$$

Из данного неравенства видно, что оно истинно при любых значениях

$\frac{l}{L} > 2$, т. е. формула (7) будет однозначно определять скорость наплавки с соблюдением условия сплошности для любого наперед заданного значения $\frac{l}{L} > 2$.

В случае $\frac{l}{L} = 2$ формула (7) будет иметь смысл для всех значений ωt кроме точки $\omega t_0 = -\frac{\pi}{2}$, где будет иметь место неопределённость вида $\frac{0}{0}$. Тогда формула (7) примет вид:

$$V_H = \lim_{\omega t_0 \rightarrow -\frac{\pi}{2}} V'_H, \quad (10)$$

где

$$V'_H = \lim_{\omega t_0 \rightarrow -\frac{\pi}{2}} \frac{L\omega}{2} \cdot \frac{(1 - \sin \omega t_0) |\cos \omega t_0|}{\sqrt{4 - (1 - \sin \omega t_0)^2}}. \quad (11)$$

Формула (11) определяет скорость сварки в окрестности точки $\omega t_0 = -\frac{\pi}{2}$. Раскрывая неопределённость и применяя теорему 3° [8], получим:

$$\begin{aligned} V_H &= \frac{L\omega}{2} \lim_{\omega t_0 \rightarrow -\frac{\pi}{2}} \frac{(1 - \sin(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}) - \frac{\pi}{2}) \cos(\omega t_0 + \frac{\pi}{2})}{\sqrt{4 - (1 - \sin(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}) - \frac{\pi}{2})^2}} = \\ &= \frac{L\omega}{2} \cdot \frac{\lim_{(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}) \rightarrow 0} (1 - \cos(\omega t_0 + \frac{\pi}{2})) \sin(\omega t_0 + \frac{\pi}{2})}{\lim_{(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}) \rightarrow 0} \sqrt{4 - (1 - \cos(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}))^2}} = \frac{L\omega}{2} \cdot \frac{0}{2} = 0. \quad (12) \end{aligned}$$

Для значений $0 < \frac{l}{L} < 2$ очевидно не все значения скорости, вычисленные по формуле (7), будут корректны, т. к. некоторые из них могут не удовлетворять условию (8), что обуславливает необходимость дальнейшего исследования выражения (9), которое преобразуется в такое двойное неравенство:

$$\arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) < \omega t < \pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right), \quad (13)$$

$$\arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) < \omega \frac{|x_2 - x_1|}{V_H} < \pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right). \quad (14)$$

С учётом (3) и (5) получится следующее выражение:

$$\begin{aligned} \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) &< \frac{\omega^2 L^2 (1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{4V_H^2} < \\ &< \pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right). \quad (15) \end{aligned}$$

В силу того, что данное неравенство справедливо как для значений $0 < \frac{l}{L} \leq 1$, так и для значений $1 < \frac{l}{L} < 2$, то, сохраняя знак неравенства, можно написать:

$$\begin{aligned} \left| \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) \right| &< \frac{\omega^2 L^2 (1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{4V_H^2} < \\ &< \left| \pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) \right|. \quad (16) \end{aligned}$$

Анализируя данное неравенство, можно заметить, что выражение $(1 - (1 - \sin \omega t))$ можно заменить на $\frac{l}{L}$, что позволяет сделать неравенство (9) в сочетании

с условием $0 < \frac{l}{L} < 2$. Представляя в неравенстве (9) $\sin \omega t$ через $\cos \omega t$, получим:

$$\begin{aligned} \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2 &> \sin^2 \omega t; \quad \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2 > 1 - \cos^2 \omega t; \\ 1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2 &> \cos^2 \omega t. \end{aligned}$$

Таким образом, получается конечное выражение для $|\cos \omega t|$:

$$\sqrt{1 - 1 - \frac{l}{L} \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2} > |\cos \omega t| \quad (17)$$

Выражение (17), при условии $0 < \frac{l}{L} < 2$, будет лежать в пределах $0 < \sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2} < 1$, что входит в область допустимых значений функции $|\cos \omega t|$, а значит можно произвести замену, что приведёт неравенство (16) к виду:

$$\begin{aligned} \left| \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) \right| &< \frac{\omega^2 L^2 \frac{l}{L} \sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2}}{4V_H^2} < \\ &< \left| \pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) \right|. \quad (18) \end{aligned}$$

Производя все необходимые преобразования, конечное неравенство примет вид:

$$\frac{\omega L}{2} \sqrt{\frac{\frac{l}{L} \sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2}}{\left|\arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right)\right|}} > V_n > \frac{\omega L}{2} \sqrt{\frac{\frac{l}{L} \sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2}}{\left|\pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right)\right|}} \quad (19)$$

Таким образом, при определении скорости наплавки с учётом реализации условия сплошности по формуле (7) необходимо обязательно учитывать неравенство (19) для случая $0 < \frac{l}{L} < 2$. В случае $\frac{l}{L} \geq 2$ формула (7) даёт правильный результат без дополнительных условий. Хотя для дополнительной проверки можно использовать неравенство, получаемое из формулы (7) при значении $\cos \omega t = 1$ ($\sin \omega t = 0$), т. к. тогда значение V_n будет максимальным для заданного значения $\frac{l}{L}$:

$$V_n \leq \frac{\omega L}{2} \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - 1}} \quad (20)$$

Для проверки правильности рассуждений необходимо произвести ориентировочный расчёт, что можно сделать с помощью методики, изложенной в работе [9].

Пусть заданы такие параметры режима наплавки: частота колебаний: $\omega = 0,5$ Гц;

ток сварки: $I_n = 200$ А;

диаметр электродной проволоки: $d_3 = 1,2$ мм;

скорость наплавки [9]: $V_n = \frac{3,5 \cdot 10^3}{I_{св}} = 17,5$ м/ч;

дуговое напряжение [9]:

$$U_D = 20 + \frac{0,05 \cdot I_{св}}{\sqrt{d_3}} = 24,56 \text{ В.}$$

плотность тока: $j = \frac{4I_n}{\pi d_3^2} = \frac{4 \cdot 200}{3,14 \cdot 1,2^2} = 176,93$ А/мм².

Необходимо определить значения амплитуды колебаний L и ширины шва l .

$l = h \varphi$, где h – глубина проплавления; φ – коэффициент формы проплавления:

$$\varphi = k' (19 - 0,01 \cdot I_{св}) \frac{d_3 U_D}{I_n}; \text{ где } k'(j) = 0,92;$$

$$\varphi = 0,92(19 - 2) \frac{1,2 \cdot 24,56}{200} = 2,305;$$

$$h = 0,081 \sqrt{\frac{q}{\varphi}}, \text{ где } q \text{ – погонная энергия наплавки};$$

$$q = 36 \cdot I_n \cdot U_D \frac{\eta}{V_n}, \eta = (0,7 - 0,75) \text{ – эффективный}$$

КПД нагрева изделия дугой:

$$q = 36 \cdot 200 \cdot 24,56 \cdot \frac{0,7}{17,5} = 7073,28 \text{ Дж/см};$$

$$h = 0,081 \sqrt{\frac{7073,28}{2,305}} = 4,49 \text{ мм};$$

$$l = 4,49 \cdot 2,305 = 10,35 \text{ мм.}$$

Принимая значение $V_n = 17,5$ м/ч = 4,86 мм/с как максимальное, из формулы (12) определится значение

$$L: 4,86 = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 0,5L}{2} \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{10,35}{L}\right)^2 - 1}};$$

$$\left(\frac{10,35}{L}\right)^2 = 0,104L^2 + 1; 0,104L^4 + L^2 - 107,12 = 0;$$

$$L^4 + 9,62L^2 - 1030 = 0;$$

$$L^2 = \frac{-9,62 + \sqrt{9,62^2 + 4 \cdot 1030}}{2} = 27,642 \text{ мм}^2;$$

$$L = 5,26 \text{ мм};$$

$$\frac{l}{L} = \frac{10,35}{5,26} = 1,96.$$

Из данных расчётов видно, что необходимо проводить проверку для значения скорости наплавки по формуле (19):

$$\frac{2 \cdot 3,14 \cdot 0,5 \cdot 5,26}{2} \sqrt{\frac{1,96 \sqrt{1 - (1 - 1,96)^2}}{\left|\frac{\pi}{180} \arcsin(1 - 1,96)\right|}} > 4,86 > \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 0,5 \cdot 5,26}{2} \sqrt{\frac{1,96 \sqrt{1 - (1 - 1,96)^2}}{\left|\pi - \frac{\pi}{180} \arcsin(1 - 1,96)\right|}};$$

$$4,13 \cdot 0,741 \cdot 6,6 > 4,86 > 4,13 \cdot 0,741 \cdot 0,57;$$

$$20,2 > 4,86 > 1,75.$$

Таким образом, видно, что условие сплошности при заданном технологическом режиме будет реализовано при скорости наплавки $V_n = 17,5$ м/ч и величине амплитуды колебания $L = 5,26$ мм, а расчётная величина ширины шва будет $l = 10,35$ мм.

Следует отметить, что данный подход определения скорости не учитывает колебательный характер границ

зоны расплава, что по мнению авторов работы [4] является следствием колебаний источника нагрева и условий отвода тепла через увеличивающийся наплавленный слой. В работе [10] данное обстоятельство подразумевает разграничение значений ординаты точки *A* и амплитуды колебательного движения источника нагрева, которые связаны между собой прямо пропорционально через некий коэффициент *k*: $y_a = k \frac{L}{2}$ ($k = 0,8; 0,9; 1,0; 1,1; 1,2$). В той же работе показано, что с увеличением амплитуды колебаний источника нагрева точка *B* приближается к вершине траектории движения источника, при этом радиус пятна увеличивается, причём при $\frac{L}{2} < 0,4$ весьма резко.

При наплавке на цилиндрический вал формула (7) также справедлива, однако в этом случае необходимо учесть, что наплавка будет вестись не прямолинейно, а вдоль траектории, которая описывается уравнением винтовой линии, определяемой таким образом [11]:

$$\begin{cases} x = R \cos \beta \\ y = R \sin \beta \\ z = c\beta, \end{cases} \quad (21)$$

где *R* – радиус вала, *c* – коэффициент пропорциональности, β – угол подъёма винтовой линии. Тогда элемент *ds* дуги линии будет таким:

$$\begin{aligned} ds &= \frac{\partial s}{\partial \beta} d\beta = \sqrt{\left(\frac{\partial x}{\partial \beta}\right)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial \beta}\right)^2 + \left(\frac{\partial z}{\partial \beta}\right)^2} d\beta = \\ &= \sqrt{R^2 + c^2} d\beta. \end{aligned} \quad (22)$$

Выражение (5) примет вид:

$$a = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}} = -\frac{1}{\frac{L}{2} \omega \cos \omega t} = -\frac{2\sqrt{R^2 + c^2} \theta}{L \omega \cos \omega t}. \quad (23)$$

где θ – угловая скорость вращения вала. Таким образом система (6) будет такой:

$$\begin{cases} a = -\frac{2\sqrt{R^2 + c^2} \theta}{L \omega \cos \omega t} \\ ds = \sqrt{R^2 + c^2} d\beta = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \\ \left(\frac{l}{2} \right)^2 = (ds)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)^2. \end{cases} \quad (24)$$

Решением данной системы будет выражение:

$$\theta = \frac{L \omega}{2\sqrt{R^2 + c^2}} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}}. \quad (25)$$

С учётом формулы $\vec{v} = \vec{\theta} \times \vec{r}$ и $|\vec{r}| = R$, а также при условии $\vec{\theta} \perp \vec{r}$ получим конечную формулу для модуля скорости сварки вдоль винтовой линии:

$$V_n = \frac{RL\omega}{2\sqrt{R^2 + c^2}} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin \omega t)^2}}. \quad (26)$$

Увеличить степень сплошности, а значит увеличить эффективность наплавки, можно изменив положение сварочного инструмента на некоторый угол $\alpha \neq 0$ от вертикального положения таким образом, чтобы колебания осуществлялись по наклонной синусоиде (рис. 2).

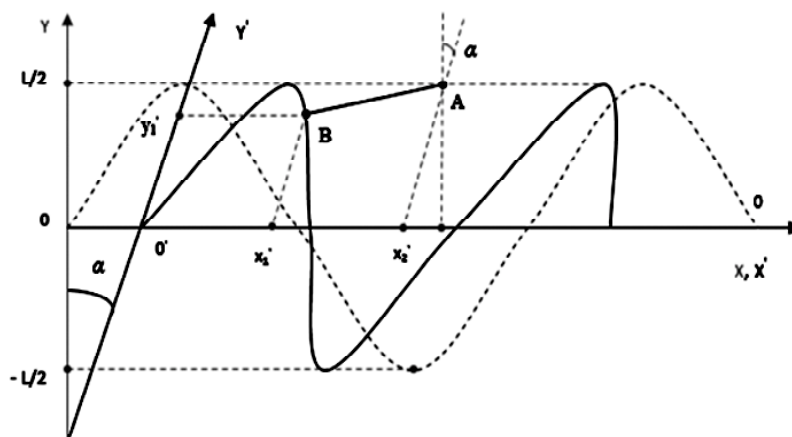


Рис. 2. Схема траектории движения источника нагрева в системе координат $(0; x'; y')$

Наклонная синусоида будет иметь место при преобразовании прямоугольной системы координат таким образом, чтобы ось Y' повернулась на заданный угол α относительно оси Y , а ось X' совпала с осью X . Координаты в косоугольной системе $(0; x'; y')$ будут связаны с координатами в прямоугольной $(0; x; y)$ таким образом:

$$\begin{cases} x = x' + y' \sin \alpha \\ y = y' \cos \alpha. \end{cases} \quad (27)$$

Тогда

$$\begin{cases} x' = x - y \tan \alpha \\ y' = \frac{y}{\cos \alpha}. \end{cases} \quad (28)$$

Запись системы уравнений (6) в косоугольной системе координат будет выглядеть следующим образом (рис. 3):

$$\begin{cases} y'_2 - y'_1 = (y_2 - y_1) \frac{1}{\cos \alpha} = \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \frac{1}{\cos \alpha} \\ x'_2 - x'_1 = |x_2 - x_1| + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \tan \alpha \\ \left(\frac{L}{2} \right)^2 = ((x'_2 - x'_1) + (y'_2 - y'_1) \sin \alpha)^2 + ((y'_2 - y'_1) \cos \alpha)^2. \end{cases} \quad (29)$$

где $|x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)$, $a = -\frac{2V_H}{L\omega \cos \omega t}$,

$$y_1 = \frac{L}{2} \sin \omega t, \quad y_2 = \frac{L}{2}.$$

Решением данной системы будет выражение (7). Данный факт показывает, что при условии сплошности, выдвинутом в работе [6], сдвиг траектории движения источника нагрева на угол α относительно оси Y

даст такой же эффект, как и при наплавке в прямоугольной системе координат.

Однако можно изменить само условие сплошности (рис. 4): пусть при амплитуде $\frac{L}{2}$ траектория источника

нагрева, движущегося по гармоническому закону, будет отклонена на некоторый угол α от оси Y . Тогда найдётся положение при котором валик, проходя через нормаль в точке B в момент времени ωt_0 , будет пересекаться в т. A с валиком, формирующемся в момент времени $(\omega t_0 + \pi/2)$ и проходящем через положение касательной в т. C . При этом ордината точки A не меняется в ортогональной системе координат и будет равна $\frac{L}{2}$. Тогда образованный прямоугольный треугольник с прямым углом при вершине A будет иметь такие дли-

ны сторон: $AB = \frac{l}{2}$; $BC = x'_2 - x'_1$; $AC = \frac{l}{2} \tan\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right)$,

что видно из чертежа (рис.4). Таким образом, можно получить систему уравнений:

$$\begin{cases} \left(\frac{l}{2} \right)^2 + \left(\frac{l}{2} \tan\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right) \right)^2 = (x'_2 - x'_1)^2 \\ x'_2 - x'_1 = |x_2 - x_1| + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right) \tan \alpha, \end{cases} \quad (30)$$

где $|x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right)$, $a = -\frac{2V_H}{L\omega \cos \omega t}$. Решение которой будет иметь вид:

$$V_H = \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t) \cos \omega t}{\frac{1}{\sin \alpha} \left(\frac{1}{L} \right) - (1 - \sin \omega t) \tan \alpha}. \quad (31)$$

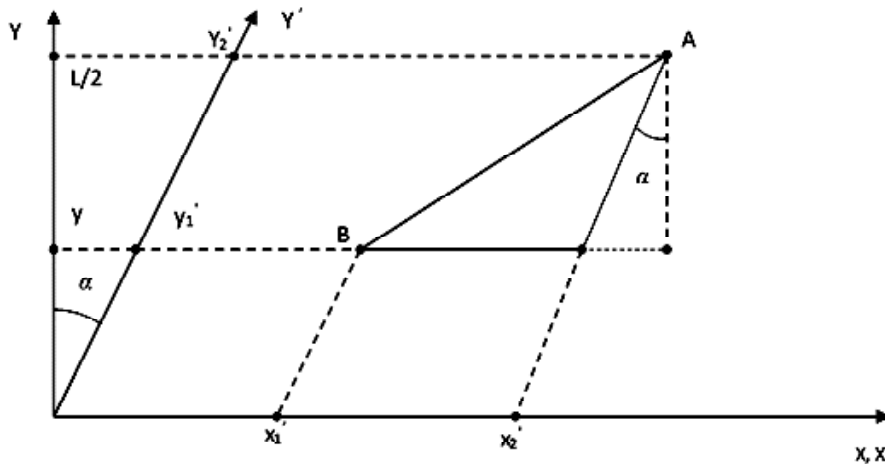


Рис. 3. Графическое представление геометрических закономерностей при выводе системы (29)

Т. к. справедливо неравенство $0 \leq (1 - \sin \omega t) \leq 2$, то значение α должно удовлетворять условию:

$$\frac{1}{\sin \alpha} \left(\frac{l}{L} \right) - (1 - \sin \omega t) \tan \alpha \neq 0; \quad (32)$$

$$(0 \div 2) \neq \frac{\left(\frac{l}{L} \right)}{\sin \alpha \tan \alpha} \quad (33)$$

α можно определить из второго уравнения системы

$$(28) \text{ где } y' = \frac{L}{2} + \frac{l}{2}, \text{ а } y = \frac{L}{2}:$$

$$\left(\frac{L}{2} + \frac{l}{2} \right) = \frac{\frac{L}{2}}{\cos \alpha}. \quad (34)$$

Откуда

$$\alpha = \arccos \left(\frac{1}{1 + \frac{l}{L}} \right). \quad (35)$$

Таким образом, угол β должен удовлетворять системе уравнений:

$$\begin{cases} (0 \div 2) \neq \frac{\left(\frac{l}{L} \right)}{\sin \alpha \tan \alpha} \\ \alpha = \arccos \left(\frac{1}{1 + \frac{l}{L}} \right). \end{cases} \quad (36)$$

В случае наплавки на цилиндрическую деталь формула (31) примет вид:

$$V_H = \frac{RL\omega}{2\sqrt{R^2 + r^2}} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\frac{1}{\sin \alpha} \left(\frac{l}{L} \right) - (1 - \sin \omega t) \tan \alpha}, \quad (37)$$

где R – радиус вала, c – коэффициент пропорциональности между углом поворота вала и осью вращения.

Отработка технологических режимов, при которых будет обеспечена не только мелкозернистая структура металла наплавленного валика, но и обеспечена максимальная его сплошность, обуславливает необходимость проведения дальнейших экспериментальных исследований.

Выводы

1. Откорректирована конечная формула (1) для определения скорости наплавки с учётом условия сплошности.

2. Из формулы (7) видно, что для соблюдения сплошности скоростной режим должен быть тем меньше, чем больше отношение ширины (l) шва к размаху колебания (L).

3. Получены пределы, в которых должно лежать значение скорости наплавки, рассчитанное по формуле

(7) в зависимости от заданного отношения $\frac{l}{L}$.

4. Получена формула для расчёта скорости с соблюдением условия сплошности при наплавке на цилиндрический вал.

Выдвинута иная точка зрения на условие сплошности на основе идеи сдвига траектории движения источника нагрева от вертикали на угол α , благодаря чему можно увеличить эффективность формирования шва при наплавке. Получено аналитическое выражение для скорости наплавки, значения и пределы изменения угла α .

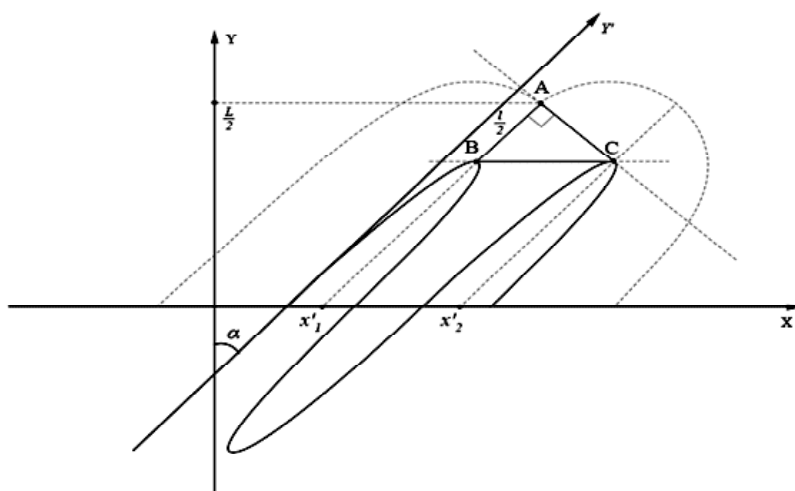


Рис. 4. Формирование наплавочного валика при движении источника нагрева по траектории наклонной синусоиды

Список литературы

1. Ерофеев В. А. Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоёв на стальную подложку / Ерофеев В. А., Захаров С. К., Кузнецов О. В. // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2014. – Вып. 2. – Ч. I. – С. 132–137.
2. Судник В. А. Физико-математическое моделирование процесса широкослойной наплавки с поперечными колебаниями плазматрона / Судник В. А., Ерофеев В. А., Страхова Е. А. // Сварка и диагностика. – № 3. – 2009. – С. 32–38.
3. Ерофеев В. А. Компьютерный инженерный анализ наплавки порошковой проволокой с сердечником / Ерофеев В. А., Масленников В. А., Зайцев О. И. // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2014. – Вып. 2. Ч. I. – С. 52–60.
4. Судник В. А. Анализ качества кольцевой плазменной наплавки на основе компьютерного моделирования / Судник В. А., Ерофеев В. А., Страхова Е. А. // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2010. – Вып. 4. – Ч. I. – С. 200–211.
5. Морозов В. П. Анализ условий формирования измельчённой структуры при кристаллизации металла сварочной ванны с наложением внешних периодических возмущений / Морозов В. П. // Известия вузов. Машиностроение. – 2006. – № 8. – С. 41–54.
6. Условие сплошности наплавки при движении источника нагрева по синусоидальному закону / [Данилов А. И., Гартманова И. С., Колосова Н. А. и др.] // Сварочное производство. – № 2. – 1980. – 26 с.
7. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Т1 / Фихтенгольц Г. М. – М. : Наука, 1969. – 523 с.
8. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Т1 / Фихтенгольц Г. М. – М. : Наука, 1969. – 59 с.
9. Катаев Р. Ф. Расчет основных параметров режима механизированной дуговой сварки плавящимся электродом: методические указания к курсовому и дипломному проектированию / Сост. : Р. Ф. Катаев. – Екатеринбург : УГТУ-УПИ, 2009. – С. 8–17.
10. Зотов Ю. Ф. Условие сплошности наплавки при гармоническом движении источника нагрева / Зотов Ю. Ф., Гордиенко Е. П. // Сварочное производство. – № 1. – 1993. – С. 14–15.
11. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления. Т1 / Фихтенгольц Г. М. – М. : Наука, 1969. – 521 с.

Одержано 01.12.2015

Лебедєв В.О., Новіков С.В. Алгоритм дугового наплавлення циліндричних деталей зі складними рухами зварювального інструменту

Розглядається завдання одержання суцільного покриття за умов зміцнюючого або відновлюваного наплавлення з коливаннями зварювального інструмента по складних траєкторіях, основу яких становлять коливання за гармонічним законом, які є перпендикулярними осі переміщення дуги. В аналітичному вигляді отримано умови забезпечення суцільного шару наплавлення з вибором певних параметрів коливань і швидкості наплавлення. Адекватність результатів аналітичних висновків перевірено чисельними розрахунками для конкретних режимів дугового наплавлення. Отримано умови одержання суцільного наплавленого шару під час коливань у напрямках, які є відмінними від перпендикулярних до осі переміщення зварювального інструмента. Доведено можливість підвищення продуктивності процесу.

Ключові слова: відновлення, зміцнення, наплавлення, електродний дріт, установка, траєкторії руху, розрахунок.

Lebedev V., Novikov S. Algorithm for arc welding of cylindrical parts with complex welding tools movements

The obtaining of a continuous coating by reinforcing or recovering arc surfacing with the vibrations of the welding tool through complex trajectories perpendicular to the axis of arc movement, which are based on harmonic oscillation is presented. The analytical conditions are obtained to ensure a continuous layer of surfacing with a choice of certain oscillation parameters and welding speed. The adequacy of the results of analytical conclusions is verified by numerical calculations for specific modes of arc welding. Conditions are developed for obtaining the continuous deposited layer during vibration in directions other than perpendicular to the axis of movement of the welding tool. The possibility of increasing the productivity of the process is proved.

Key words: renewal, strengthening, weld deposition, electrode wire, plant, movement trajectory, calculation.

УДК 539.374.001.8

Д-р техн. наук В. В. Чигиринский¹, А. А. Ленюк¹, Л. А. Якубович²

¹ Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

² Национальный горный университет, г. Днепропетровск

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ОБЪЕМНОМ ПЛАСТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Определены и исследованы граничные условия при решении пространственной задачи теории пластичности в замкнутом виде. Представлены компоненты тензоров напряжений и скоростей деформации. Решения выражаются сочетанием плоских функций. Схема течения металла в очаге деформации определяет характер распределения контактных нормальных и касательных напряжений. Контактное трение определяет величину и неравномерность распределения компонентов тензора напряжений в объеме очага деформации. Показаны качественные и количественные характеристики изменения напряженного состояния металла для однокупольной пространственной схемы нагружения. Представленный результат имеет место для нешироких очагов деформации, с одной линией разделения течения металла. Полученное решение можно использовать в случае объемного нагружения очага деформации.

Ключевые слова: граничные условия, контактное напряжение, объемное нагружение, пространственная задача, плоские функции, фактор формы, коэффициент трения.

Введение

Пространственное формоизменение характеризуется отличительной кинематикой течения металла, силовой схемой в сравнении с плоским деформированием. При этом задача усложняется как в постановочной части, так и в решении [1–4]. Анализ показывает, что рассмотрение только части системы уравнений теории пластичности является недостаточным для обеспечения надежности и достоверности результата. Решение задачи теории пластичности в напряжениях должны «подкрепляться» решениями в деформациях, т. е. задача должна быть замкнутой [5–7].

Постановка задачи

В работе [4] рассматривается система уравнений теории пластичности: уравнения равновесия, обобщенные уравнения равновесия, уравнения связи, уравнения совместности скоростей деформаций и граничные условия в напряжениях и скоростях деформации.

На рис. 1 представлена модель пластического течения в очаге деформации в плане и компоненты тензора напряжений, подлежащие определению [5–7].

В работах [1–4] предложены решения замкнутой пространственной задачи теории пластичности. Компоненты тензоров напряжений и скоростей деформации представлены в виде

$$\sigma'_x = \pm C_{\sigma 1} \cdot \exp \theta'_1 \cdot \cos A_1 \Phi_1 \mp C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \cos A_3 \Phi_3 + \sigma_0 + C,$$

$$\sigma'_y = \mp C_{\sigma 1} \cdot \exp \theta'_1 \cdot \cos A_1 \Phi_1 \pm C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \cos A_2 \Phi_2 + \sigma_0 + C,$$

$$\sigma'_z = \pm C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta'_3 \cdot \cos A_3 \Phi_3 \mp C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta'_2 \cdot \cos A_2 \Phi_2 + \sigma_0 + C,$$

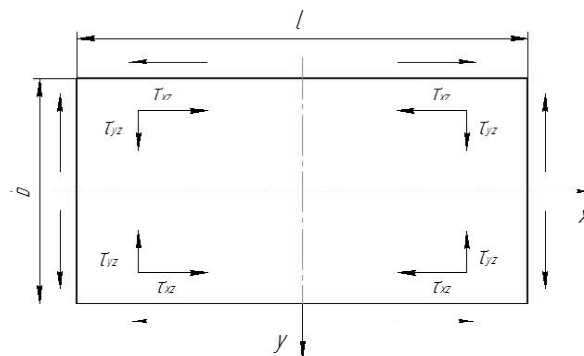
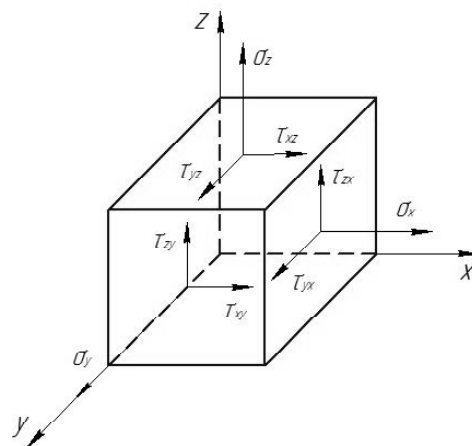


Рис. 1. Компоненты тензоров напряжений и схема действия касательных напряжений на контакте при осадке прямоугольной заготовки

$$\begin{aligned}\tau_{xy} &= C_{\sigma_1} \cdot \exp \theta_1' \cdot \sin A_1 \Phi_1, \tau_{yz} = C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3' \cdot \sin A_3 \Phi_3, \\ \tau_{zx} &= C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2' \cdot \sin A_2 \Phi_2\end{aligned}\quad (1)$$

при условии

$$\begin{aligned}\theta_{1x}' &= \mp A_1 \Phi_{1y}', & \theta_{1y}' &= \pm A_1 \Phi_{1x}'; & \theta_{3y}' &= \mp A_3 \Phi_{3z}', \\ \theta_{3z}' &= \pm A_3 \Phi_{3y}'; \\ \theta_{2z}' &= \mp A_2 \Phi_{2x}', & \theta_{2x}' &= \pm A_2 \Phi_{2z}'; & \theta_{1xx}' + \theta_{1yy}' &= 0, \\ A_1 \Phi_{1xx}' + A_1 \Phi_{1yy}' &= 0; & \theta_{3yy}' + \theta_{3zz}' &= 0, & A_3 \Phi_{3yy}' + A_3 \Phi_{3zz}' &= 0; \\ \theta_{2zz}' + \theta_{2xx}' &= 0, & A_2 \Phi_{2zz}' + A_2 \Phi_{2xx}' &= 0,\end{aligned}\quad (2)$$

$$\begin{aligned}\xi_x &= \pm C_{\xi_1} \cdot \exp \theta_1'' \cdot \cos B_1 \Phi_1 \mp C_{\xi_3} \cdot \exp \theta_3'' \cdot \cos B_3 \Phi_3, \\ \xi_y &= \pm C_{\xi_2} \cdot \exp \theta_2'' \cdot \cos B_2 \Phi_2 \mp C_{\xi_1} \cdot \exp \theta_1'' \cdot \cos B_1 \Phi_1, \\ \xi_z &= \pm C_{\xi_3} \cdot \exp \theta_3'' \cdot \cos B_3 \Phi_3 \mp C_{\xi_2} \cdot \exp \theta_2'' \cdot \cos B_2 \Phi_2, \\ \dot{\gamma}_{xy} &= 2 \cdot C_{\xi_1} \cdot \exp \theta_1'' \cdot \sin B_1 \Phi_1, \dot{\gamma}_{yz} = 2 \cdot C_{\xi_3} \cdot \exp \theta_3'' \cdot \sin B_3 \Phi_3, \\ \dot{\gamma}_{zx} &= 2 \cdot C_{\xi_2} \cdot \exp \theta_2'' \cdot \sin B_2 \Phi_2\end{aligned}\quad (3)$$

при условии

$$\begin{aligned}\theta_{1x}'' &= \mp B_1 \Phi_{1y}'', & \theta_{1y}'' &= \pm B_1 \Phi_{1x}''; & \theta_{3y}'' &= \mp B_3 \Phi_{3z}'', & \theta_{3z}'' &= \pm B_3 \Phi_{3y}''; \\ \theta_{2z}'' &= \mp B_2 \Phi_{2x}'', & \theta_{2x}'' &= \pm B_2 \Phi_{2z}''; & \theta_{1xx}'' + \theta_{1yy}'' &= 0, \\ B_1 \Phi_{1xx}'' + B_1 \Phi_{1yy}'' &= 0; & \theta_{3yy}'' + \theta_{3zz}'' &= 0, & B_3 \Phi_{3yy}'' + B_3 \Phi_{3zz}'' &= 0; \\ \theta_{2zz}'' + \theta_{2xx}'' &= 0, & B_2 \Phi_{2zz}'' + B_2 \Phi_{2xx}'' &= 0.\end{aligned}\quad (4)$$

где σ_i – нормальное напряжение; τ_{ij} – касательное напряжение; ξ_i – линейная скорость деформации; $\dot{\gamma}_{ij}$ – сдвиговая скорость деформации; σ_0 – среднее нормальное напряжение; A_i и B_i – постоянные величины, характеризующие тригонометрическую функцию для напряженного и деформационного состояния пластичной среды; Φ_i – неизвестная гармоническая функция, зависящая от координат очага; θ_{ij}' и θ_{ij}'' – неизвестные гармонические функции, показатели экспонент, характеризующие распределение напряжений и скоростей деформации в очаге деформации; C_{σ_i} и C_{ξ_i} – постоянные величины, характеризующие напряженное состояние пластической среды и поле деформаций.

Полученные условия существования решения (2), (4) позволяют определить неизвестные θ_{ij}' , $A_i \Phi_{ij}$.

В выражениях (1), (3) показаны функции, которые ограничены решениями задачи (2), (4). Это соотношения Коши-Римана и уравнения Лапласа. Для нормальных напряжений решения представляют собой сочетания плоских функций.

Ориентировочное распределение контактных напряжений при осадке показано на рис. 2.

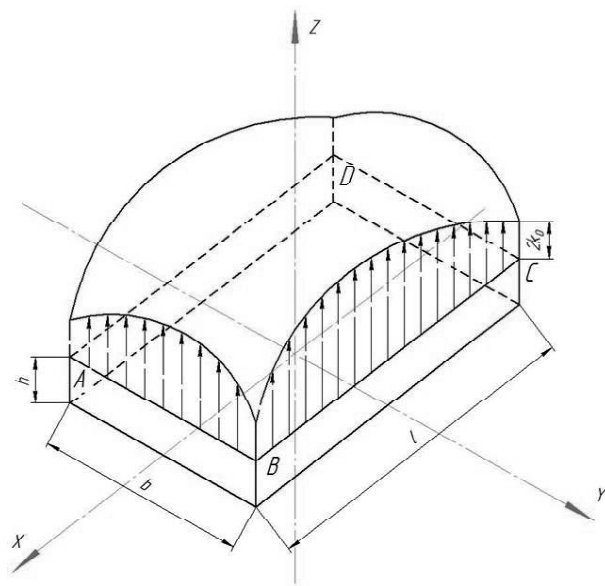


Рис. 2. Эпюра предположенного распределения контактных напряжений

Из рис. 2 следует определенная привязка к граничным условиям, когда в углах очага деформации сопротивление деформации принимается равным $2k_0$. В дальнейшем, переходя к безразмерным значениям, его можно исключить из рассмотрения.

В выражениях (1)...(4) фигурируют постоянные интегрирования и константы, которые определяются граничными условиями, рис. 2.

В условиях реального очага деформации нормальные напряжения (1) имеют знак «минус». Среднее нормальное напряжение [6]

$$\begin{aligned}\sigma_0 &= -2 \cdot C_{\sigma_1} \cdot \exp \theta_1 \cdot \cos A_1 \Phi_1 - 2 \cdot C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2 \times \\ &\times \cos A_2 \Phi_2 - 2 \cdot C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3 \cdot \cos A_3 \Phi_3.\end{aligned}$$

Из нескольких вариантов, которые допускают решение, запишем следующие выражения

$$\begin{aligned}\sigma_x &= -3C_{\sigma_1} \cdot \exp \theta_1 \cdot \cos A_1 \Phi_1 - C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2 \times \\ &\times \cos A_2 \Phi_2 - 2C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3 \cdot \cos A_3 \Phi_3 + C, \\ \sigma_y &= -C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3 \cdot \cos A_3 \Phi_3 - C_{\sigma_1} \cdot \exp \theta_1 \times \\ &\times \cos A_1 \Phi_1 - 2C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2 \cdot \cos A_2 \Phi_2 + C, \\ \sigma_z &= -3C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2 \cdot \cos A_2 \Phi_2 - 3C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3 \times \\ &\times \cos A_3 \Phi_3 - 2C_{\sigma_1} \cdot \exp \theta_1 \cdot \cos A_1 \Phi_1 + C, \\ \tau_{xy} &= C_{\sigma_1} \cdot \exp \theta_1 \cdot \sin A_1 \Phi_1, \tau_{yz} = C_{\sigma_3} \cdot \exp \theta_3 \cdot \sin A_3 \Phi_3, \\ \tau_{zx} &= C_{\sigma_2} \cdot \exp \theta_2 \cdot \sin A_2 \Phi_2.\end{aligned}\quad (5)$$

В выражениях (5) присутствуют коэффициенты C_{σ_1} , C_{σ_2} , C_{σ_3} и C .

Рассмотрим значения функций в точке B и запишем граничные условия, рис. 2 – при $x = l/2$, $y = b/2$,

$z = h/2$, $\theta_1 = \theta_{10}$, $\theta_2 = \theta_{20}$, $\theta_3 = \theta_{30}$, $A_1\Phi_1 = A_1\Phi_{10}$,
 $A_2\Phi_2 = A_2\Phi_{20}$, $A_3\Phi_3 = A_3\Phi_{30}$, $\sigma_x - \sigma_z = \sigma_y - \sigma_z$,
 $\sigma_z = 2k_0$.

После составления разностей напряжений и подстановки граничных условий получим

$$2C_{\sigma 1} \cdot \exp \theta_{10} \cdot \cos A_1 \Phi_{10} = C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta_{20} \times \\ \times \cos A_2 \Phi_{20} - C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta_{30} \cdot \cos A_3 \Phi_{30}$$

и далее

$$C_{\sigma 1} = \frac{C_{\sigma 2} \cdot \exp \theta_{20} \cdot \cos A_2 \Phi_{20} - C_{\sigma 3} \cdot \exp \theta_{30} \cdot \cos A_3 \Phi_{30}}{2 \exp \theta_{10} \cdot \cos A_1 \Phi_{10}} \quad (6)$$

Если разность в числителе равна нулю, то $C_{\sigma 1} = 0$.
 При этом

$$C_{\sigma 2} = C_{\sigma 3} \cdot \frac{\exp \theta_{30} \cdot \cos A_3 \Phi_{30}}{\exp \theta_{20} \cdot \cos A_2 \Phi_{20}} \quad (7)$$

После несложных преобразований (6), (7) для предложенных граничных условий неизвестные постоянные запишутся в виде

$$C_{\sigma 1} = -\frac{k_0}{2 \exp \theta_{10} \cdot \cos A_1 \Phi_{10}}, \\ C_{\sigma 2} = \frac{0,5k_0}{3 \exp \theta_{20} \cdot \cos A_2 \Phi_{20}}, \\ C_{\sigma 3} = \frac{3,5k_0}{3 \exp \theta_{30} \cdot \cos A_3 \Phi_{30}}, \quad C = k_0 \quad (8)$$

где k_0 – сопротивление пластическому сдвигу в угловой части очага деформации на контакте.

Подставляя (8) в (5), запишем полученные компоненты тензора напряжений запишем полученные компоненты тензора напряжений

$$\sigma_x = \frac{3}{2} k_0 \exp(\theta_1 - \theta_{10}) \frac{\cos A_1 \Phi_1}{\cos A_1 \Phi_{10}} - \\ - \frac{1}{6} k_0 \exp(\theta_2 - \theta_{20}) \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} - \\ - \frac{7}{3} k_0 \exp(\theta_3 - \theta_{30}) \frac{\cos A_3 \Phi_3}{\cos A_3 \Phi_{30}} + k_0, \\ \sigma_y = -\frac{7}{6} k_0 \exp(\theta_3 - \theta_{30}) \frac{\cos A_3 \Phi_3}{\cos A_3 \Phi_{30}} + \\ + \frac{1}{2} k_0 \exp(\theta_1 - \theta_{10}) \frac{\cos A_1 \Phi_1}{\cos A_1 \Phi_{10}} - \\ - \frac{1}{3} k_0 \exp(\theta_2 - \theta_{20}) \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} + k_0, \\ \sigma_z = -\frac{1}{2} k_0 \exp(\theta_2 - \theta_{20}) \frac{\cos A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}} - \\ - \frac{7}{2} k_0 \exp(\theta_3 - \theta_{30}) \frac{\cos A_3 \Phi_3}{\cos A_3 \Phi_{30}} + \\ + k_0 \exp(\theta_1 - \theta_{10}) \frac{\cos A_1 \Phi_1}{\cos A_1 \Phi_{10}} + k_0 \quad (9)$$

$$\tau_{xy} = -k_0 \exp(\theta_1 - \theta_{10}) \frac{\sin A_1 \Phi_1}{\cos A_1 \Phi_{10}},$$

$$\tau_{yz} = -\frac{7}{2} k_0 \exp(\theta_3 - \theta_{30}) \frac{\sin A_3 \Phi_3}{\cos A_3 \Phi_{30}},$$

$$\tau_{zx} = \frac{1}{2} k_0 \exp(\theta_2 - \theta_{20}) \frac{\sin A_2 \Phi_2}{\cos A_2 \Phi_{20}}.$$

Следует подчеркнуть, что в точках *A* и *B* напряжения $\sigma_x = \sigma_y = 0$, что соответствует принятым граничным условиям.

Из уравнений Лапласа и соотношений Коши-Римана определяем функции $A_i \Phi_i$ и θ_i , ($i = 1, 2, 3$).
 С учетом граничных условий разности и функции $A_i \Phi_i$ в (9) будут равны

$$\theta_1 - \theta_{10} = \frac{1}{2} A_1 A_3 \left[\left(\frac{b^2}{4} - y^2 \right) - \left(\frac{l^2}{4} - x^2 \right) \right],$$

$$A_1 \Phi_1 = A_1 A_3 \cdot x \cdot y,$$

$$\theta_2 - \theta_{20} = \frac{1}{2} A_2 A_6 \left[\left(\frac{l^2}{4} - x^2 \right) - \left(\frac{h^2}{4} - z^2 \right) \right],$$

$$A_2 \Phi_2 = A_2 A_6 \cdot x \cdot z,$$

$$\theta_3 - \theta_{30} = \frac{1}{2} A_3 A_9 \left[\left(\frac{b^2}{4} - y^2 \right) - \left(\frac{h^2}{4} - z^2 \right) \right],$$

$$A_3 \Phi_3 = A_3 A_9 \cdot y \cdot z.$$

В угловых точках указанные разности равны нулю.

Значения $A_1 A_3$, $A_2 A_6$ и $A_3 A_9$ с учетом удельных сил трения в точках *A...D*, равны

$$A_1 A_3 = 4 \cdot \frac{f(1-f)}{l \cdot b}, \quad A_2 A_6 = 4 \cdot \frac{f(1-f)}{l \cdot h},$$

$$A_3 A_9 = 4 \cdot \frac{f(1-f)}{b \cdot h}.$$

Напряжения (9) могут быть просчитаны для каждой точки объемного очага деформации, включая контакт с инструментом.

На рис. 3–5 представлена эпюра нормальных напряжений очага деформации по разным направлениям: вдоль оси *X* – рис. 3–4 и вдоль оси *Y* – рис. 5, при $h = 10$ в зависимости от:

a – коэффициента трения $f = 0,1 \dots 0,5$, $l/h = 8$, $b/h = 8$;

b – фактора формы $l/h = 1; 3; 5; 8; 10$, $f = 0,3$, $b/h = 8$;

c – фактора формы $b/h = 1; 3; 5; 8; 10$, $f = 0,3$, $l/h = 8$.

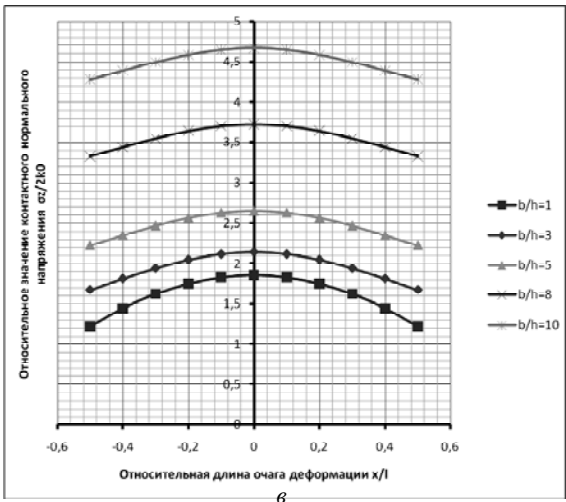
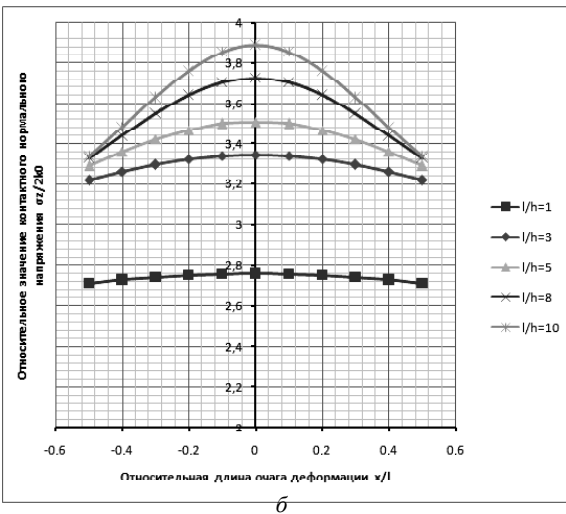
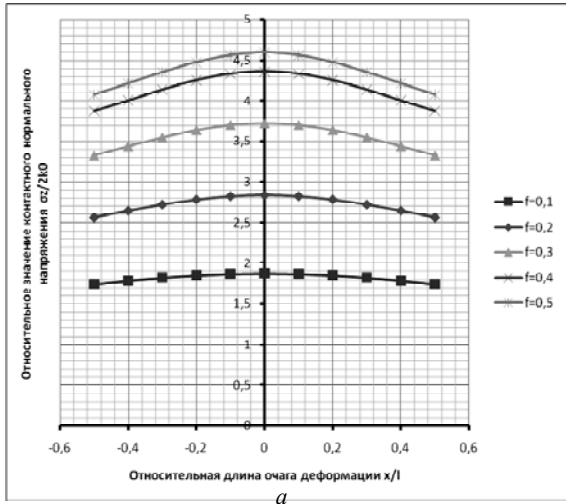


Рис. 3. Распределение нормальных напряжений на контактной поверхности вдоль оси X , при $y = 0$ при осадке прямоугольной заготовки

Из рис. 3–5 следует, что нормальные контактные напряжения представляют собой объемную, многоповерхностную, однокупольную эпюру с неравномерным распределением нагрузки вдоль осей X и Y .

С изменением коэффициента трения f и факторов формы l/h и b/h на контакте, изменяется напряженное состояние в очаге по направлениям X и Y , а величина и характер распределения.

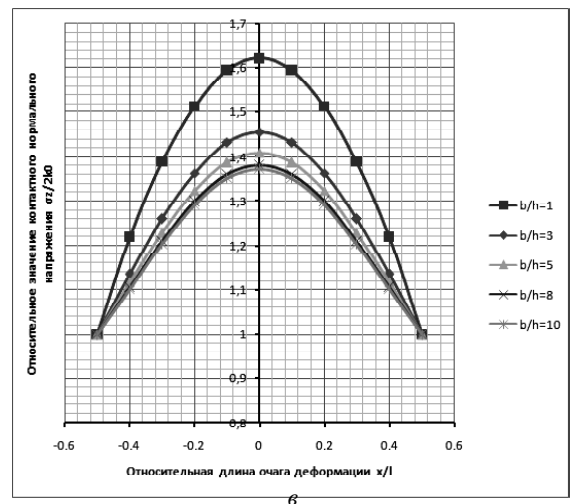
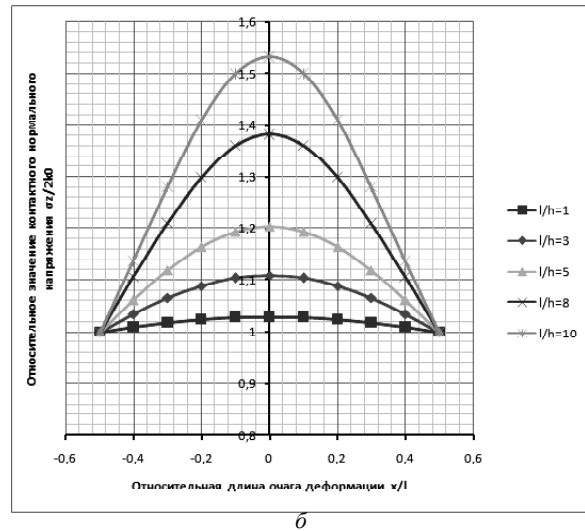
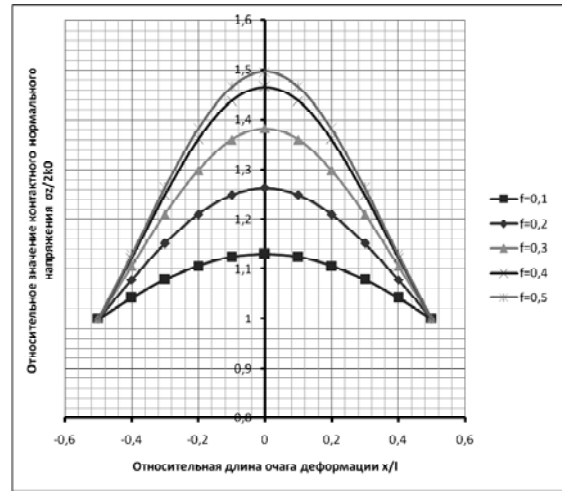
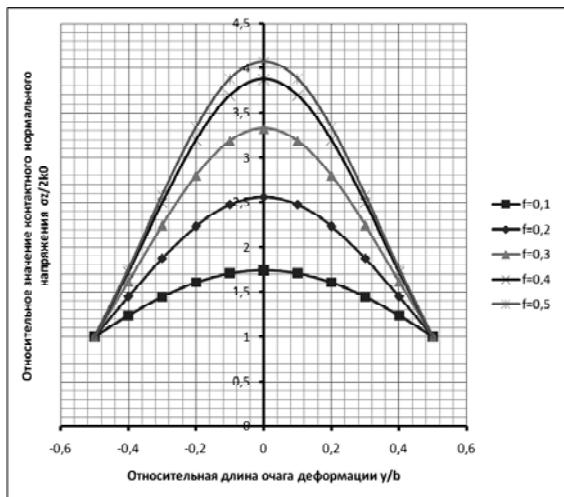
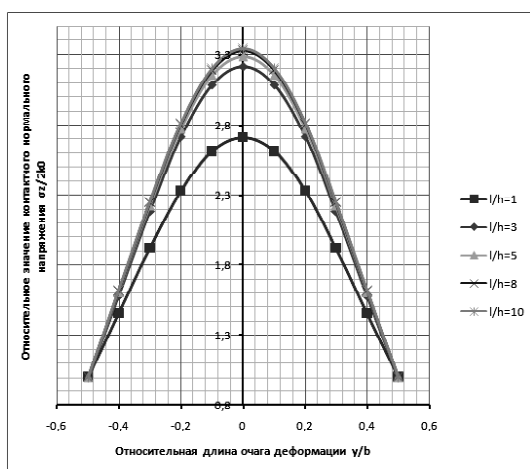


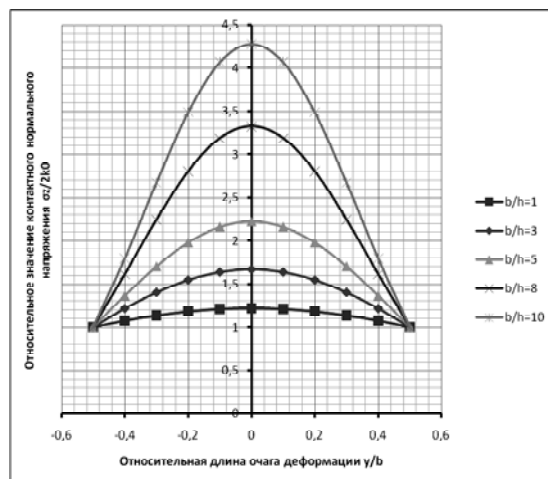
Рис. 4. Распределение нормальных напряжений на контактной поверхности вдоль оси X , при $y = b/2$ при осадке прямоугольной заготовки



а



б



в

Рис. 5. Распределение нормальных напряжений на контактной поверхности вдоль оси Y , при $x=l/2$ при осадке прямоугольной заготовки

Однокупольная эпюра распределения напряжений по контактной поверхности соответствует схеме течения металла, представленной на рис. 1. Металл растекается относительно линий, совпадающих с осями сим-

метрии X и Y очага деформации. Максимальные значения нормальных напряжений, по направлениям, совпадают также с осями симметрии, в которых контактные касательные напряжения изменяют свой знак. Если кинематика течения металла характеризуется другой схемой, то эпюра контактных напряжений может быть двухкупольной и т. д.

Анализ показывает, что с изменением контактного трения (коэффициента трения) и параметров очага деформации (l/h и b/h) изменяются контактные напряжения в сторону увеличения или уменьшения их неравномерности, см. рис. 3–5. Если коэффициент трения равен нулю, то из выражений (9) следует, что удельные силы трения отсутствуют, а распределение нормальных напряжений на контакте носит равномерный характер.

Выводы

1. Схема течения металла в очаге деформации определяет характер распределения контактных нормальных и касательных напряжений.
2. Контактное трение определяет величину и неравномерность распределения компонентов тензора напряжений в объеме очага деформации.
3. Показаны качественные и количественные характеристики изменения напряженного состояния металла для однокупольной пространственной схемы нагружения.

Список литературы

1. Чигиринский В. В. Моделирование участков перехода при пластическом формоизменении в условиях объемного нагружения / В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк // Вісник ЗНУ : Збірник наукових статей. Фізико-математичні науки. Запоріжжя : ЗНУ, 2015. – №3 – С. 275–284.
2. Чигиринский В. В. Определение напряженно-деформированного состояния в зонах перехода объемного течения / В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии: научно-технический журнал. Орел : Госуниверситет УНПК, 2015. – №5 (313) – С. 87–94.
3. Чигиринский В. В. Определение интегральных характеристик напряженного состояния точки при пластической деформации в условиях объемного нагружения / В. В. Чигиринский, А. А. Ленюк, С. М. Ечин // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. Краматорск: ДГМА, 2015. – № 2 (41). – С. 41–50.
4. Chigirinsky V. V. Determination of integral characteristics of stress state of the point during plastic deformation in conditions of volume loading / V. V. Chigirinsky, A. A. Lenok, S.M. Echin // Metallurgical and Mining Industry : scientific and technical journal. 2015. – №. 11 – P. 153–164.
5. Чигиринский В. В. Метод решения задач теории пластичности с использованием гармонических функций // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 5. – С. 11–16.
6. Чигиринский В. В. Замкнутая пространственная задача теории пластичности / В. В. Чигиринский, С. П. Шейко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал, 2013. – № 2. – С. 120–125.

Чигиринський В.В., Ленюк А.А., Якубович Л.А. Дослідження впливу граничних умов на параметри напруженого стану при об'ємному навантаженні

Визначені та досліджені граничні умови при вирішенні просторової задачі теорії пластичності в замкнутому вигляді. Представлені компоненти тензорів напружень і швидкостей деформації. Рішення виражаються поєднанням плоских функцій. Схема течії металу в осередку деформації визначає характер розподілу контактних нормальних і дотичних напружень. Контактне тертя визначає величину і нерівномірність розподілу компонентів тензора напружень в об'ємі осередку деформації. Показані якісні та кількісні характеристики зміни напруженого стану металу для однокупольної просторової схеми навантаження. Представлений результат має місце для нешироких осередків деформації, з однією лінією розподілу течії металу. Отримане рішення можна використовувати в разі об'ємного навантаження осередку деформації.

Ключові слова: граничні умови, контактне напруження, об'ємне навантаження, просторова задача, плоскі функції, фактор форми, коефіцієнт тертя.

Chigirinskyi V., Lenok A., Yakubovich L. Research of influence of boundary conditions on the parameters of the stress state at a volume loading

Boundary conditions at the solution of a spatial task of the theory of plasticity in the closed look are defined and investigated. Components of tensors of stress and rates of deformation are presented. Decisions are expressed by a combination of flat functions. Scheme of the metal flow in the deformation determines the character of the distribution of contact normal and tangential stresses. The contact friction determines the size and uneven distribution of the stress tensor components in the volume of the deformation zone. The qualitative and quantitative characteristics of the changes in the stress state of the metal-dome space for loading scheme are shown. The presented result takes place for not the wide zones of deformation, with one line of division of the metal flow. The resulting solution can be used in case of volume loading of deformation zone.

Key words: boundary conditions, contact stress, volume loading, spatial task, flat functions, form factor, friction coefficient.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

IQ-ДАТЧИК ДЛЯ ВИМІРЮВАННЯ ПИТОМОГО ТЕПЛООВОГО ПОТОКУ ТА ГУСТИНИ СТРУМУ В ПЛЯМІ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ

Вступ

Підвищення ефективності використання плазмово-дугових технологічних апаратів у промисловості ставить завдання про постійне дослідження взаємодії плазми електричної дуги з поверхнею твердої фази [1].

Особливо важливими, з точки зору підвищення ресурсу роботи електродів і ефективності взаємодії з матеріалом, є процеси в приелектродних ділянках електричної дуги, для яких характерні велика густина теплового потоку та електричного струму. Такі інтегральні параметри дугових плям, як і сумарний тепловий потік та загальний струм, є недостатньо коректними для вивчення механізмів теплопередачі й ерозії електродів. Припущення про рівномірне розподілення за Гаусом питомого теплового потоку та густини струму в дугових плямах спрощує фізичну картину явища.

Разом з тим, відмінність експериментальних результатів з визначення питомого теплового потоку та густини струму в плямах електричної дуги, огляд яких приведено в ряді робіт [2, 3], пояснюється складністю досліджуваного явища та відсутністю надійно обґрунтованих методик вимірювання. Суттєва необхідність у таких дослідженнях обумовлена розробкою та освоєнням ряду датчиків, які визначають питомий тепловий потік при різних плазмово-дугових процесах (плазмового різання, зварювання, плазмово-дугового переплаву [1], обробки металів різанням з попереднім плазмовим підігрівом [4], формоутворенням деталей з плазмовим нагріванням [5]).

Мета роботи. Створення та випробування датчика, придатного для багаторазового вимірювання розподілу питомого теплового потоку в плямі потужних електричних дуг.

Матеріали та методика досліджень

IQ-датчик складається з двох жорстко з'єднаних між собою циліндричних водоохолоджуваних секцій, розділених тепло- та електроізоляційною прокладкою зі слою товщиною близько 0,1 мм. Конструкція датчика, схема електричних та калориметричних вимірювань представлена на рис. 1. Поверхня IQ-датчика, яка сприймає тепло, виконана з металу. Напруга в секції підводиться через щітки. Під час вимірювань IQ-датчик приводиться в обертальний рух, а дугова пляма переміщується паралельно вісі обертання, перетинаючи межу розділу секцій. Слід, який залишає дуга на поверхні, являє собою гвинтову лінію. Ступінь зміни температури води в секціях реєструється диференціальними термopарами, сигнал з яких поступає на контактні кільця. Для дослідження енергетичного балансу дуги калориметрувались теплові потоки в катод та сопло плазмотрона. При вимірюванні плазмотрон переміщується на задану відстань від поверхні IQ-датчика паралельно вісі обертання з постійною подачею, яка може регулюватись від 0,08 до 2 мм/об.

Знаходження локальних значень густини струму та питомого теплового потоку можливо для вісесиметричних дуг [7]. Для перевірки впливу межі розподілу секцій і обертання датчика на зберігання осьової симетрії опорної плями дуги проводилось фотографування відкритої частини дуги та приелектродної області як в напрямку вектора лінійної швидкості обертання приладу в місці прив'язки дугової плями, так і перпендикулярно до нього. Для досліджених режимів горіння дуги та швидкості обертання IQ-датчика викривлення дугового стовпа не спостерігалось (струм дуги 100–500 А, витрата газу 0,35–3 г/с, діаметр сопла плазмотрона 4–7 мм, довжина дуги 10–40 мм, лінійна швидкість обертання IQ-датчика 0,06–4 м/с).

Дослідження часу переходу дугової плями через лінію розподілу секцій показали, що перехід здійснюється плавно. Це підтверджується плавною зміною струму через кожну секцію та відсутністю викривлення стовпа дуги в напрямку сканування на фотографіях відкритої частини дуги в момент переходу межі розділу секцій.

Теорія та аналіз отриманих результатів

У роботі [6] наведено результати вимірювань локальних параметрів дугової плями секційним електродом, який сканує анодну пляму електричної дуги перпендикулярно її вісі. По мірі сканування визначаються струм, що протікає через секцію та тепловий потік, що приходить на секцію та відводиться водою. Конструктивно секційний електрод складається з двох плоских рівних водоохолоджувальних частин, розділених між собою тепло- та ізоляційною прокладкою. Такий датчик є непридатним для вимірювання теплового потоку від електричної дуги, який перевищує 3–4 кВт/см², через руйнування поверхонь секцій. Вказане руйнування є наслідком того, що теплові потоки до поверхні такого датчика перевищують критичні. При цьому, через зменшення коефіцієнта теплообміну між водою та охолоджувальною поверхнею датчика, температура матеріалу в місці прив'язки опорної плями підвищується. В датчику відомої конструкції швидкість переміщення дуги по поверхні, яка сприймає тепло, складає долі міліметра в секунду, тому важко запобігти оплавленню матеріалу в опорних плямах, незважаючи на інтенсивне охолодження цих поверхонь.

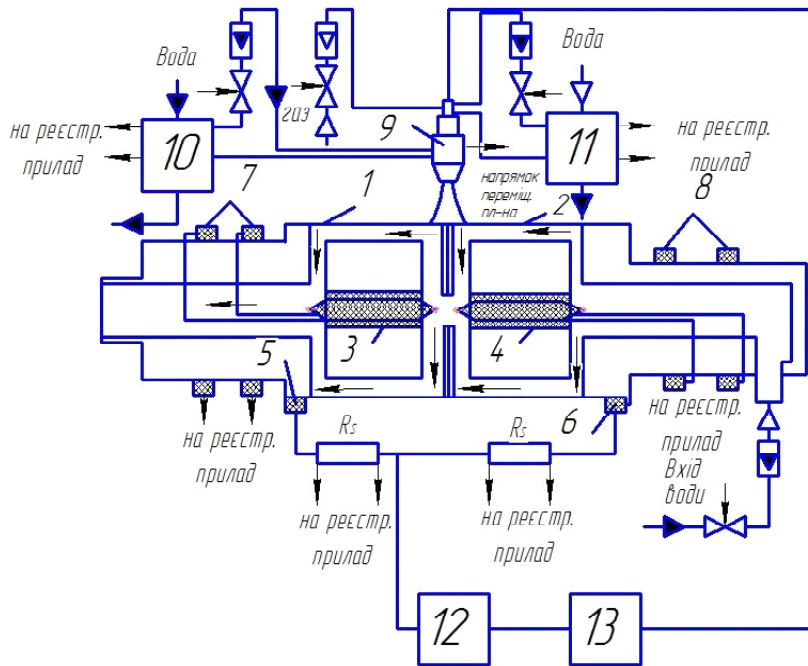


Рис. 1. Конструкція датчика для вимірювання питомого теплового потоку та густини струму в плямі електричної дуги та схема електричних і калориметричних вимірювань:

- 1, 2 – поверхні секцій, що сприймають тепло,
- 3, 4 – диференційні термопари, 5, 6 – мідно-графітові щітки, 7, 8 – контактні кільця, 9 – плазмотрон,
- 10, 11 – вимірювачі підвищення температури води в охолоджених вузлах плазмотрона, 12 – спеціалізоване джерело живлення плазмотрона, 13 – згладжувальний фільтр

Практика використання електродугових нагрівачів газу показала, що можна істотно збільшити тепловідвід у електрод без руйнування його поверхні через опорну пляму, яка швидко рухається. Питомий тепловий потік при русі опорної плями по поверхні датчика може в сотні разів перевищувати критичний тепловий потік. У плоскому секційному електроді відомої конструкції збільшити швидкість переміщення опорної плями (наприклад, відносно межі розділу секцій) є неможливим через його теплову інерційність.

На рис. 2 наведено експериментальні криві зміни теплового потоку та електричного струму в одній з секцій IQ-датчика та знайдений за ним радіальний розподіл питомого теплового потоку та густини струму в анодній плямі електричної дуги.

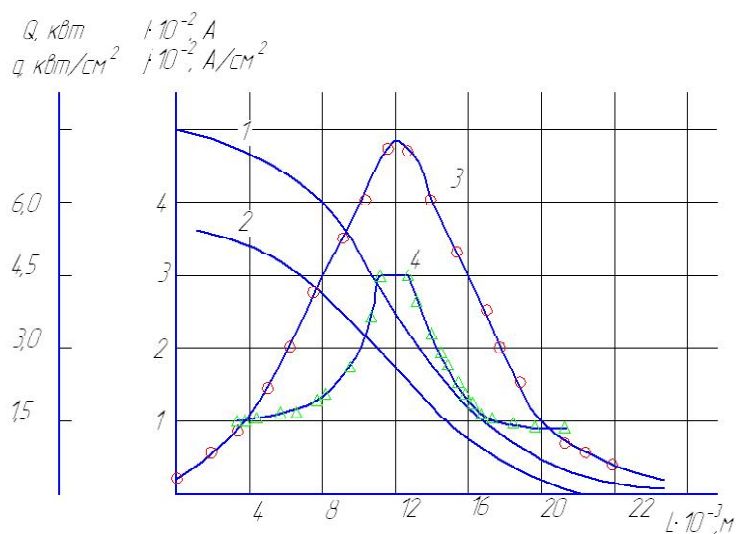


Рис. 2. Типові експериментальні криві теплового потоку (1) та електричного струму (2) в одну з секцій IQ-датчика і радіальне розподілення питомого теплового потоку (3) та густини струму (4) в анодній плямі електричної дуги

Результати, отримані при таких умовах протікання процесу: діаметр вихідного сопла плазмотрона 7 мм, масова витрата аргону 0,6 г/с, діаметр вольфрамового катода 5 мм, відстань зрізу сопла плазмотрона – поверхня IQ-датчика – 9 мм, швидкість переміщення плазмотрона відносно розділу секцій – 0,6 мм/с, струм та напруга – 360 А і 42 В відповідно до рис. 2 видно, що електричний струм та тепловий потік у секцію IQ-датчика збільшуються монотонно і досягають стаціонарних значень. Математична обробка експериментальних кривих зводиться до диференціювання та чисельного розв'язку інтегрального рівняння Абеля. Методика перерахунку експериментальних кривих та аналіз похибки при числовому розв'язку цього рівняння приведено в роботі [8].

Висновки

1. Розроблена конструкція IQ-датчика, який придатний для багаторазових вимірювань розподілу питомого стаціонарного теплового потоку та густини струму в плямі потужних електричних дуг.
2. Експериментально доведено, що електричний струм та тепловий потік у секцію IQ-датчика збільшуються монотонно і досягають стаціонарних значень.
3. З отриманих експериментальних даних видно, що інтегральний тепловий потік через опорну пляму дуги IQ-датчика значно перевищує верхню межу вимірювань теплових потоків датчиками відомих конструкцій.

Список літератури

1. Николаев А. В. Состояние и перспективы развития плазменно-дуговых технологических аппаратов / Николаев А. В. // Физ. и хим. обраб. материалов, 1975. – 5 с.
2. Гаврюшенко Б. С. Исследование электродов плазмотронов / Гаврюшенко Б. С., Пустогаров А. В. // Сб. «Приэлектродные процессы и эрозия электродов плазмотронов». – Новосибирск : Наука, 1977 – 85 с.
3. Жуков М. Ф. Эрозия электродов / Жуков М. Ф., Аньшаков А. С., Дандарон Н. Б. // Сб. «Приэлектродные процессы и эрозия электродов плазмотронов». – Новосибирск : Наука, 1977 – 123 с.
4. Обработка резанием труднообрабатываемых материалов с нагревом / [Строшков А. Н., Теслер Ш. Л., Шабашов С. П., Элинсон Р. С.]. – М. : Машиностроение, 1977. – 20 с.
5. Плазменная интенсификация процесса резания металлов / [Кравченко С.С., Элькин В.С., Урицкий М.Л. и др.]. // Краткие тезисы докл. 8-й Всесоюз. Научно-производственной конф. по электрофизическим и электрохимическим методам обработки. – Ленинград : НПО ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – 1977. – 26 с.
6. Шоек П. А. Исследование баланса энергии на аноде сильноточных дуг, горящих в атмосфере аргона / Шоек П. А. // Сб. «Современные методы теплообмена». – М.-Л. : Энергия, 1986. – 110 с.
7. Гордов А. Н. Основы температурных измерений / Гордов А. Н. – М. : Энергоатомиздат, 1992. – 304 с.
8. Alvarez R. An Abel inversion method for radially resolved measurements in the axial injection torch / Alvarez R., Rodero A., Quintero M.C. // Spectrochimica Acta, Part B. – 2002. – Vol. 57. – P. 1665–1680.
9. Долматов А. В., Гуляев П. Ю., Бороненко М. П. Диагностика распределения частиц по температурам в технологии плазменного напыления / Долматов А. В., Гуляев П. Ю., Бороненко М. П. // Ползуновский альманах. – 2010. – № 2. – С. 71–73.

Одержано 21.12.2015

© Д-р техн. наук С. П. Поляков, І. І. Фенько, А. В. Йовченко

Черкаський державний технологічний університет, м. Черкаси

Polyakov S., Fenko I., Yovchenko A. IQ-sensor for measurement of the specific thermal flow and current density in an electric arc spots

О ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОЦЕНКЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИММИТАЦИОННЫХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ И РЕМОНТА ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

Внедрение в производство новых технологий, в основу которых положены принципы ресурсосбережения и повышения технологичности и экологичности, является, безусловно, актуальной задачей. Одним из наиболее благоприятных и перспективных решений в этом направлении являются технологии Additive Fabrication или Additive Manufacturing (AM-технологии), которые предполагают изготовление изделия по данным цифровой модели методом послойного добавления материала [1–5].

К основным преимуществам методов 3-D печати можно отнести следующие: возможность изготовления деталей сложной формы и различной конфигурации (при использовании только трёхмерной модели будущего изделия), возможность применения различных материалов для печати на одной установке и возможность оперативного изменения геометрии деталей без необходимости изготовления новой оснастки, а также обеспечение высокого коэффициента использования материала [2–4]. Все это позволяет применять аддитивные технологии как при массовом, так и при мелкосерийном производстве [3–5]. Следует также отметить, что особенности различных методов 3-D печати позволяют использовать их для восстановления и ремонта поврежденных изделий.

Поэтому, с целью определения перспективных режимов и технологий ремонта деталей ГТД методами аддитивных технологий были проведены опытно-промышленные работы, по созданию оснастки для моделирования процесса 3D печати (рис. 1) на существующем оборудовании АО «Мотор Сич». Для этого были изготовлены опытные образцы имитаторы поврежденных деталей ГТД (рис. 1) и произведен их ремонт методами послойного наращивания с использованием порошковых материалов различной морфологии. Наплавку порошка (с несферической формой частиц), соответствующего по химическому составу титану марки BT1-0 (фракцией $-0,63/+0,315$ мм), осуществляли двумя методами:

методом ЭЛС (электронно-лучевой сварки) на установке ЭЛУ-20 с предварительной насыпкой порошка (ориентировочные режимы наплавки: ток наплавки $I_n = 40 \dots 50$ мА; ток фокусировки $I_f = 605 \dots 610$ мА; скорость наплавки $v = 1,11$ мм/сек) и методом АДС (аргонодуговой сварки), при котором наплавку производили вручную, с послойной насыпкой и оплавлением порошка, в камере с контролируемой средой (аргон); режим наплавки был примерно одинаковым для всех вариантов порошковых смесей – сварочный ток до 30А, источник тока Fronius TT3000.

Далее, были проведены металлографические исследования полученных опытных образцов, результаты которых представлены на рисунке 2. Результаты определения микротвердости приведены в таблице 1.

Также для определения механических свойств и установления структуры материала слоя (а также всех сплавленных слоев) были изготовлены многослойные опытные образцы из порошка марки BT1-0 (со сферической формой частиц фракцией 200 мкм) методом микроплазменного напыления. При этом центральные части образцов рассматривали в двух вариантах – вдоль и поперек наплавки (соответственно обозначенные «продольные» и «поперечные»). С двух сторон к центральным частям были приварены захваты из пластин титана той же марки толщиной 2 мм. Размеры рабочей части образцов соответствовали требованиям ГОСТ 6996-66.



Рис. 1. Внешний вид опытных образцов, полученных с использованием порошка марки BT1-0 (фракция $-0,63/+0,315$ мм):

а – ЭЛС (однослойный); б – АДС (однослойный); в – АДС (двухслойный)

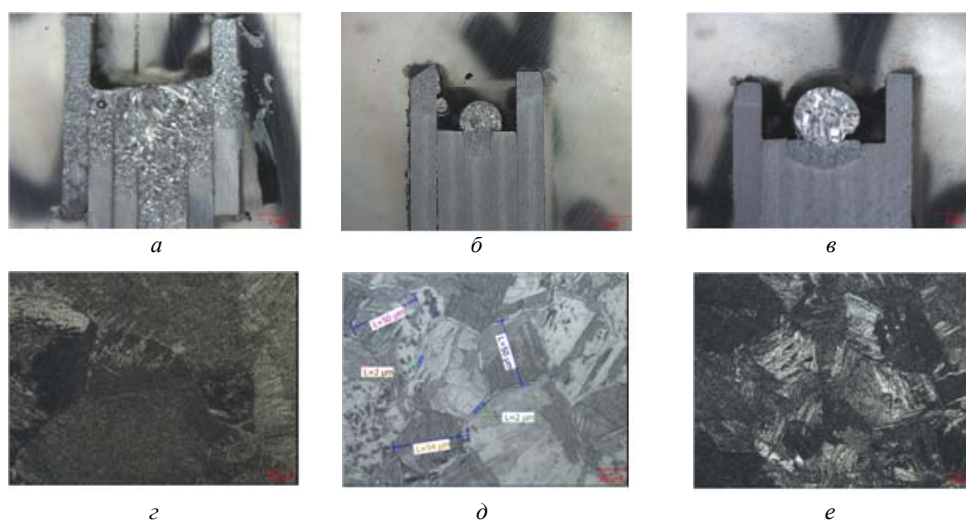


Рис. 2. Изображение макро- (а, б, в) и микроструктуры (z, д, е) образцов, полученных с использованием порошка марки ВТ1-0 (фракция -0,63/+0,315 мм):

а, z – ЭЛС (однослойный); б, д – АДС (однослойный); в, е – АДС (двухслойный)

Таблица 1 – Результаты исследования микротвердости полученных опытных образцов

Хим. состав	Форма частиц	Фракция, мм	Вид наплавки и количество слоев (цифры)	Среднее значение микротвердости, МПа
ВТ1-0	несферическая	-0,63/+0,315	АДС-1	4311
			АДС-2	5678
			ЭЛС-1	2497

Внешний вид образцов и место разрушения представлены на рис. 3.



Рис. 3. Внешний вид образцов после разрушения:

а, б – продольные образцы; в, г – поперечные образцы

Результаты механических испытаний образцов приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты испытания механических свойств продольных и поперечных образцов

№ образцов	Обозначение образцов	Предел прочности, кгс/мм ²	Предел текучести, кгс/мм ²	Удлинение, %
1	Прод. направ.	41,5	37,4	1,0
2	Попер. направ.	29,7	–	–
3	Прод. направ.	57,8	51,9	3,0
4	Попер. направ.	Разрушение без нагрузки		–

Исследование изломов разрушенных поперечных образцов показало, что разрушение таких образцов произошло по границам контакта отдельных валиков наплавки вследствие сплавления валиков наплавки, вследствие несплавления их между собой. На поверхности разрушения имеются локальные участки с изломом, обусловленным локальным сплавлением валиков за счет отдельных порошинок. Оставшаяся часть представляла собой гладкую закристаллизовавшуюся поверхность предыдущего валика, которая не подверглась расплавлению при наложении на нее последующего валика. При этом у образца № 2 поверхность была окислена до синего оттенка, а у образца № 4 она сохранилась светлой с металлическим отблеском (рис. 4, а, б).

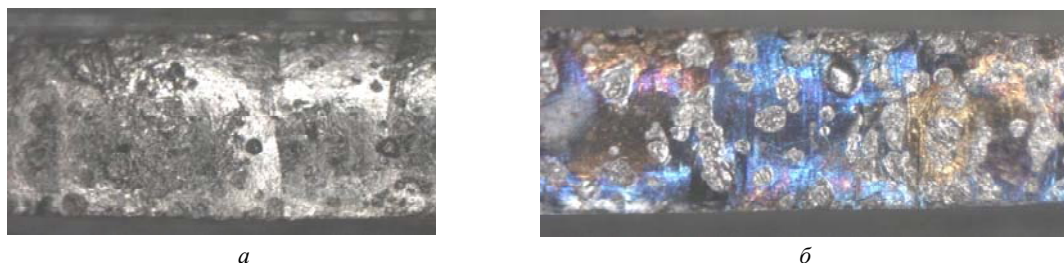


Рис. 4. Межваликовый неспрвар

Разрушение продольных образцов произошло в поперечном сечении металла валиков наплавки (в изломах видно наличие межваликового несплавления (рис. 5)).

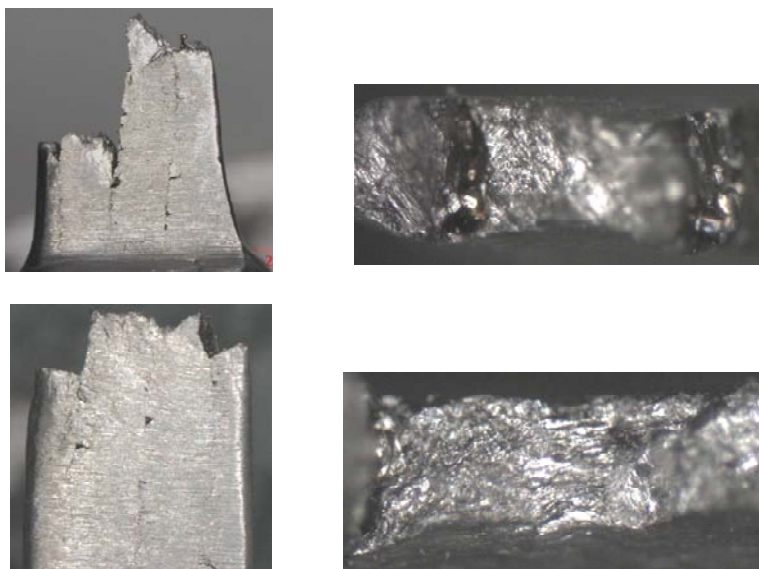


Рис. 5. Вид изломов продольных образцов

Макро и микроструктурный анализ продольных и поперечных шлифов, изготовленных по металлу наплавки, подтвердил, что наплавка ППН выполнена с межваликовыми несплавлениями (рис. 6). Наличие несплавлений, вероятно, вызвано неправильно подобранным опытным режимом наплавки и крупной фракцией порошка (200 мкм), превышающей рекомендованные фракции для многослойной наплавки 50...100 мкм.

При этом, микроструктура наплавленного слоя отвечает структуре литого состояния сплава ВТ1-0 (рис. 7).



Рис. 6. Макроструктура полученных образцов: а – продольный шлиф, б – поперечный шлиф

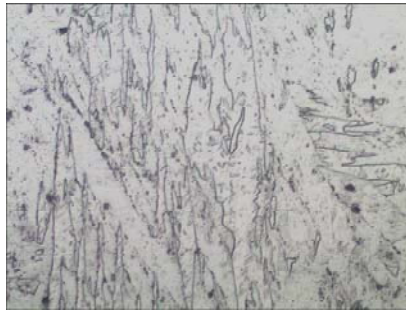


Рис. 7. Микроструктура отриманих зразків

Из приведенных выше данных можно сделать вывод, что структура материала полученных однослойных и двухслойных образцов независимо от метода наплавки является пластинчатой и мелкозернистой, что соответствует структуре литых образцов. Установлено, что полученные образцы по своим свойствам не уступают литым образцам соответствующего химического состава, о чем свидетельствуют результаты измерения микротвердости, приведенные в табл. 1.

Качество наплавки ППН порошком сферической формы (титан марки ВТ1-0 фракцией 200 мкм) использованными методами пока еще неудовлетворительное из-за присутствия межваликовых несплавлений. В то же время положительным является то, что микроструктура наплавленного металла валиков соответствует структуре литого состояния сплава ВТ1-0.

Следует ожидать, что в случае использования стандартных установок для 3D печати удастся устранить отмеченные выше недостатки в характере структурной картины сплавленных слоев.

Список литературы

1. Волхонский А. Е. Методы изготовления прототипов и деталей агрегатов различных изделий промышленности с помощью аддитивных технологий / А. Е. Волхонский, К. В. Дудков // Образовательные технологии. – 2014. – № 1. – С. 127–143.
2. Довбыш В.М. Аддитивные технологии и изделия из металла / В. М. Довбыш, П. В. Забеднов, М. А. Зленко // Библиотечка литейщика. – 2014. – № 9. – С. 14–71.
3. Зленко М. А. Аддитивные технологии в машиностроении / Зленко М. А., Попович А. А., Мутылина И. Н. – Санкт-Петербург : Издательство политехнического университета, 2013. – 221 с.
4. Wei-Chin Huang Microstructure-controllable laser additive manufacturing process for metal products / Wei-Chin Huang, Chuan-Sheng Chuang, Ching-Chih Lin, Chih-Hsien Wu, De-Yau Lin, Sung-Ho Liu, Wen-Peng Tseng, Ji-Bin Horng // Physics Procedia 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014. – Vol. 56. – 2014. – P. 58–63.
5. Балака Е. В. Основные факторы влияния на процесс формообразования деталей с помощью технологий послойного выращивания (rapid prototyping) / Е. В. Балака // Високі технології в машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 29–36.

Одержано 11.12.2015

© Джуган А.А., д-р техн. наук Овчинников А.В., д-р техн. наук Ольшанецкий В.Е.

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Dzhugan A., Ovchinnikov A., Ol'shanetskii V. Prior evaluation of the results of imitation additive technology for production and repair aircraft parts

ПРЕДСТАВЛЕННЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ КОТУНІВ НА КОНВЕЄРНІЙ ВИПАЛЮВАЛЬНІЙ МАШИНІ ЯК СИСТЕМИ З РОЗПОДІЛЕНИМИ ПАРАМЕТРАМИ

Постановка проблеми

До найбільш актуальних проблем фабрик огрудкування гірничо-збагачувальних комбінатів, зазвичай, відноситься теплоенергетичне устаткування конвеєрної випалювальної машини (КВМ), що працює у різних режимах, навантаженнях, різноманітних збуреннях, з сировиною та енергоносіями різних характеристик. Причиною зазначених змін часто є й робота інших контурів регулювання, що взаємозв'язані через об'єкт. Значна частина часу персоналом, що експлуатує системи регулювання, витрачається на виявлення й усунення технічних несправностей і настроювання параметрів регулювальних пристроїв. Як відомо, окремі елементи газоповітряних камер КВМ змінюють свої динамічні характеристики залежно від навантаження та інших факторів.

Продуктивності відділення огрудкування та опалення котунів повинні бути між собою узгоджені. Найкраще узгодження, при якому обидва відділення працюють в оптимальному режимі, тобто з повним завантаженням і максимальною продуктивністю, досягається при якомусь одному, зазвичай, коли не змінюються фізико-хімічні властивості котунів. У всіх інших випадках виникає одна з таких двох ситуацій. Продуктивність кожної зони КВМ обмежує темп роботи обладнання опалення. У цьому випадку оптимальним буде таке управління, при якому заданий розподіл температури по всім зонам у шару котунів досягається за мінімальний час. Це завдання про граничну швидкодію.

Експлуатаційний персонал, щоб уникнути частих перенастроювань регуляторів, прагне встановити по можливості, «слабкі» параметри налаштування, забезпечуючи стійкість системи регулювання при різних режимах роботи об'єкта. Природно, при цьому доводиться жертвувати характеристиками якості системи регулювання. А для працездатності системи необхідно, щоб процес автоматичного регулювання досягав певних якісних показників. Вимоги до якості процесу регулювання в кожному випадку можуть бути найрізноманітнішими, однак з усіх якісних показників можна виділити декілька найбільш істотних, наприклад, час регулювання й динамічна похибка. Тому розробка систем, що можуть самостійно або під наглядом оператора підлаштовуватися під зміни об'єкта керування, є актуальною науковою та практичною задачею.

Аналіз останніх досліджень та публікацій

Масштабні дослідження щодо збереження витрат енергоносіїв, що витрачаються на випалювання котунів, проводяться як за кордоном, так і в нашій країні [1–4]. Питанню вивчення теплового режиму випалювання котунів було присвячено ряд робіт при математичному описі теплофізичної моделі процесу в основу приймалися рівняння теплового балансу (збереження енергії) і різних видів теплопередачі [5–9].

У зазначених роботах, а також в [10, 11] досліджувані ділянки шару котунів представляються у вигляді масиву $axbxc$ блоків кубічної форми, для кожного з яких склалися системи рівнянь. З огляду на те, що вітчизняний розвиток процесу огрудкування рухається в напрямку збільшення висоти випалювального шару котунів, застосування зазначеного методу тягне за собою складання десятків систем рівнянь, що ускладнює його практичне застосування. Також недоліком представлених математичних моделей можна вважати відсутність у описі процесу виду палива і розташування котунів по висоті і ширині палети, що зустрічається і в більш пізніх роботах [10, 11, 13, 14], останнє є основним фактором, що впливає на тепловий режим процесу випалювання котунів.

У роботах [5, 6] запропоновані методи моделювання на основі формально-математичного опису фізико-хімічних явищ і реалізації обчислювального експерименту. У роботах [6, 9] викладені основні етапи розробки комплексної математичної моделі, що відповідає вимогам максимальної адекватності реальним теплофізичним і фізико-хімічним процесам, що протікають у шарі при спіканні залізородних матеріалів. Однак, зазначені математичні моделі розглядають випалювальний агрегат у цілому і не розглядають детально тепловий режим процесу випалювання.

Збереження високої якості керування контурами та елементами устаткування, що сприяє економії ресурсів та енергоносіїв, підвищенню продуктивності, якості котунів, строку служби обладнання, позитивно відобразиться на загальній роботі підконтрольних технологічних процесів та інженерних систем найшло відображення в [2–4, 9].

Синтез придатних до використання систем керування КВМ ускладнюється суттєвим запізненням, характерним для контурів керування теплоенергетичними процесами. Від цих режимів і характеристик залежить якість виготовлених котунів і продуктивність КВМ [1–4]. Сьогодні на КВМ, як правило, застосовуються регулювальні прилади й інші елементи систем автоматичного управління, параметри яких встановлюються при налагодженні й після цього залишаються незмінними для кожної газоповітряної камери КВМ [3, 7]. Такі регулятори відносно до об'єктів зі змінними динамічними характеристиками в основному не можуть забезпечити якісного регулювання, а іноді навіть стійкого процесу, хоча в деяких випадках вдається задовільно вирішити це завдання установкою, так званих, компромісних налаштувань [5–7].

На практиці часто об'єкти регулювання КВМ, які характеризуються великою складністю математичного опису їх руху, що обумовлено високим порядком їх диференціального рівняння, наявністю гостро коливальних і навіть нестійких ланок. Домогтися високої якості процесів у такій системі раніше розглянутими порівняно простими рішеннями з одним зовнішнім зв'язком і одним регулятором, як правило, не вдається. Але для регулювання об'єктами КВМ може виявитися ефективними способи управління, які надані у літературі [8–14].

Для аналізу обсягів виділення і поглинання теплоти в елементарному обсязі шару котунів доцільно скористатися описом процесу на базі балансового методу з урахуванням теплових процесів у шарі котунів.

Формулювання мети роботи

Продуктивність обмежена потужністю обробного устаткування, і, отже, темп роботи кожної зони фіксований. У цьому випадку виникає завдання – за заданий час забезпечити найкращу якість виготовлених котунів. Критерієм оптимальності тут є якість випалення котунів, виражена тим чи іншим чином. Нижче наводиться одна з можливих постановок задачі такого роду. Тому метою роботи є варіант представлення термічної обробки котунів на конвеєрній опалювальній машині, як систему з розподіленими параметрами.

Викладення матеріалу та результати

У зоні КВМ відбувається нагрівання котунів двома гріючими середовищами (два пальники) з двох сторін з температурами $u_1(t)$ і $u_2(t)$. Нехай розподіл температури $\theta(x, t)$ шару котунів по довжині машини x ($-L \leq x \leq +L$) і за часом t ($0 \leq x \leq T$) підпорядковується диференціальному рівнянню в часткових похідних другого порядку – рівняння теплопровідності Фур'є (1):

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = a \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2}, \quad (1)$$

де a – коефіцієнт теплопровідності.

Є деяке початкове (при $t = 0$) розподіл температури по товщині (2):

$$\theta(x, 0) = \theta_0(x). \quad (2)$$

Крайові умови (зв'язок з гріючими середовищами на кінцях заготовки) визначаються виразами (3):

$$\left. \begin{aligned} \lambda \frac{\partial \theta}{\partial x} \Big|_{x=L} &= a_1 [u_1(t) - \theta(L, t)] \\ -\lambda \frac{\partial \theta}{\partial x} \Big|_{x=-L} &= a_2 [u_2(t) - \theta(-L, t)] \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

де λ – коефіцієнт теплопровідності; a_1, a_2 – коефіцієнти теплообміну між середовищем, що гріє і котунами.

На керуючі функції, що характеризують температури середовища, що гріє, $u_1(t)$ і $u_2(t)$, накладаються обмеження (4):

$$\left. \begin{aligned} A_1 &\leq u_1(t) \leq A_2 \\ A_3 &\leq u_2(t) \leq A_4 \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

При неприпустимості різких перепадів температури всередині котуна, що нагрівається, обмежується градієнт внутрішнього температурного поля (5):

$$\left| \frac{\partial \theta}{\partial x} \right| \leq A_5. \quad (5)$$

Завдання оптимального випалення котунів при фіксованому часі нагріву формуються так: знайти такий закон зміни температури середовища, що гріє, в часі, щоб за час T забезпечити мінімальне відхилення розподілу температури шару котунів від заданого розподілу.

Відхилення від заданого розподілу можна охарактеризувати, наприклад, таким функціоналом (6):

$$J = \int_{-L}^L |\theta(x) - \theta(x, T)|^p dx, \quad (6)$$

де $\theta(x)$ – заданий розподіл, що визначається технологічними вимогами; γ – додатне число.

При $\gamma = 2$ отримуємо середнє квадратичне відхилення. При оптимізації нагріву мінімізується функціонал J .

Висновки

Особливість розглянутої задачі полягає в тому, що керований об'єкт є системою з розподіленими параметрами і описується диференціальним рівнянням у часткових похідних. Таку систему розглядають як граничний випадок системи із зосередженими постійними при нескінченному збільшенні числа її фазових координат.

Список літератури

1. Пирматов Д. С. Математическая модель тепловой обработки окатышей в обжиговой машине / Пирматов Д. С. // Сборник трудов всероссийской конференции : Новые технологии в научных исследованиях, проектировании, управлении, производстве НТ-2010. – Воронеж, 2010. – С. 88–89.
2. Юсфин Ю. С. Интенсификация производства и улучшение качества сырых окатышей / Юсфин Ю. С., Пашков Н. Ф., Антоненко Л. К. – М. : Металлургия, 1994. – 240 с.
3. Буткарев А. А. Исследование и совершенствование процесса управления термообработкой окатышей на обжиговых конвейерных машинах / А. А. Буткарев // Сталь. – 2011 – № 5. – С. 4–8.
4. Буткарев Г. М. Математические модели для управления процессом производства окатышей на конвейерной машине / Буткарев Г. М. Майзель, Е. В. Некрасова Е. В. // Сталь. – 2000. – № 3. – С. 10–13.
5. Боковикова А. Х. Компьютерный расчет тепло массообменных процессов при окислительном обжиге окатышей на конвейерной машине / А. Х. Боковикова, В. М. Малкин, С. Г. Меломуд // Сталь. – 1995. – № 4. – С. 8–10.
6. Бережной Н. Н. Математическое моделирование температурного поля окатыша / Н. Н. Бережной, В. М. Серебренников, А. В. Зайцев // Вісник Криворізького технічного університету : Зб. наук. праць. – Кривий Ріг: КТУ, 2008. – Вип. 20. – С. 188–193.
7. Рубан С. А. Розробка принципів керування температурним режимом процесу випалювання котунів з використанням прогнозуючих ANFIS-моделей / Рубан С. А., Лобов В. Й. // Радіоелектроніка. Інформатика. Управління. – 2008. – С. 69–74.
8. Цаплин А. И. Моделирование теплофизических процессов и объектов в металлургии: учеб. пособие / А. И. Цаплин, И. Л. Никулин. – Пермь : Изд-во Перм. гос. техн. унив., 2011. – 299 с.
9. Боковиков Б. А. Математическое моделирование динамики процесса обжига окатышей на конвейерной машине / Б. А. Боковиков, В. М. Малкин, М. И. Найдич // Металлургическая теплотехника. – 2002. – № 8. – С. 25–31.
10. Лобов В. Й. Моделювання розподілу температур у шарі залізородних обкотишів газоповітряної камери в конвеєрних печах фабрики огрудкування / Лобов В. Й., Котляр М. О. // Научный вестник Национального горного университета. – 2015. – № 2. – С. 109–117.
11. Лобов В. Й. Дослідження термічної обробки шару обкотишів в газоповітряній камері обпалювальної машині конвеєрного типу / Лобов В. Й., Котляр М. О. // Научный вестник Национального горного университета. – 2015. – № 3. – С. 131–136.
12. Рубан С. А. Комп'ютерне моделювання алгоритму оптимального керування температурним режимом випалювання котунів з використанням прогнозуючих ANFIS-моделей / С. А. Рубан, В. Й. Лобов // Вісник КТУ: зб. наук. праць. – Кривий Ріг : КТУ, 2008. – Вип. 21. – С. 150–154.
13. Lobov V. Investigation of temperature distribution along the height of the layer of pellets on conveyor roasting machine / V. Lobov, K. Lobova, M. Koltiar // Metallurgical and Mining Industry. – 2015. – № 4. – P. 34–38.
14. Lobova K. Pellets Temperature distribution on a conveyor roasting machine / K. Lobova // Metallurgical and Mining Industry. – 2015. – № 8. – P. 12–15.

Одержано 11.12.2015

© Канд. техн. наук В. Й. Лобов, К. В. Лобова

Криворізький національний університет, м. Кривий Ріг

Lobov I., Lobova K. Presentation of the thermal treatment of pellets on the conveyor of the burning car as a system with distributed parameters

ДО НАУКОВОЇ ТЕРМІНОЛОГІЇ У ГАЛУЗІ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

Останнім часом багато зусиль докладається для розвитку новітніх технологій. Серед них усе більшу увагу привертає порошкова металургія. Інтерес до неї збільшився у зв'язку зі з'явленням технологій, які дозволяють виготовляти високоточні деталі складної зовнішньої і внутрішньої геометрії (зокрема, лопаток компресорів авіаційних двигунів). Звідси виникає необхідність аналізу наукової термінології у галузі порошкової металургії з метою уточнення і систематизації термінів та уникнення певних розбіжностей.

Основою аналізу має служити термінологічний стандарт ДСТУ 2751-94 «Металургія порошкова» [1]. Він містить 83 терміни, що на сьогодні явно недостатньо, і який точно відповідає аналогічному радянському стандарту, оскільки обидва розроблені Інститутом матеріалознавства ім. І. Францевича. Тому на часі необхідність уточнення і доповнення термінології, пов'язаної з порошковою металургією.

Першим у цьому аналізі привертає увагу термін «порошок». Стандарт [1] трактує термін «(металевий) порошок» як «сукупність частинки металу... розміром до одного міліметра, що перебувають у взаємному контакті і не сполучені між собою». Більшість стандартів, пов'язаних з порошковою металургією, використовують термін «порошок» і похідні від нього. Великий тлумачний словник української мови [2] вважає, що порошок – це «сипка маса, що складається з дрібних часток якої-небудь розтертої або потовченої твердої речовини». Тобто і тут це сукупність дрібних частинки твердої речовини, не сполучених між собою. Тому його використання видається доцільним.

Для позначення елементарних складників порошку у технічних текстах зустрічаються терміни «порошинка», «частинка» і «частка». У стандарті [1] цих термінів нема. У словнику [2] термін «порошинка» має помітку «зменшувально-пестливий», тому використовувати його у технічній літературі на думку авторів, не варто.

Словник [2] термін «частинка» визначає з позначкою «спец.» як «найпростіший елемент у складі речовини», а «частка» – як щось неціле, відокремлене від більшого (частка майна, часу; уривок твору тощо). Словники [4, 5] перекладають російське слово «частица» як «частинка, частка»; словники [3, 6] – тільки як «частинка». Словник [7] при перекладі російського слова «частица» наводить уточнення: як «найпростіший елемент у складі речовини» – це «частинка», а як наслідок ділення, відокремлення від чогось – «частка». Тому, зважаючи на викладене, у текстах з порошкової металургії варто використовувати термін «частинка».

Але у порошків металургії для створення сумішей використовуються й гранули. У стандарті [1] цього терміна також немає. У словнику [2] гранула – «дрібний твердий кусочок якої-небудь речовини у вигляді зернини». Словник [3] та деякі інші перекладають російський термін «гранула» як «гранула». Його й доцільно використовувати у порошків металургії.

Становить інтерес термін «форма». Сам по собі цей термін багатозначний. Згідно з [2] він може позначати і зовнішні контури предмета, що визначають його зовнішній вигляд; і пристрій, за допомогою якого чомусь надають певних обрисів; і спосіб існування змісту у філософії; і службовий одяг і т. п. У стандарті [1] прямо цього терміна нема, але є терміни «формування», «формованість», у яких йдеться про «форму» – зовнішній вигляд, наданий порошковому матеріалу у технологічному процесі.

У ньому ж термін «форма» як інструмент не згадується; нема навіть терміна «прес-форма», але останній зустрічається у терміні «пресування».

Нема сумніву, що термін «форма» безпосередньо або як складова частка інших термінів може використовуватися у технічних текстах, пов'язаних з порошковою металургією.

Якість будь-якого виробу визначається точністю його *геометрії* та якістю поверхневого *шару*.

У техніці під «геометрією» (виробу) розуміють засоби, які визначають зовнішню і внутрішню конфігурацію виробу, а також її кількісні характеристики (розміри, допуски та ін.). Стосовно власне терміна «виріб», то у стандарті [1] є терміни «порошкова формовка» і «пресовка» як види виробів. Вони відрізняються тим, що «формовка» просто «...одержана з металевого порошку», «пресовка» – «...одержана з металевого порошку пресуванням». На думку авторів, залежно від контексту можуть використовуватися всі три терміни.

За словником [2] «шар» – «однорідна за складом речовина, що суцільною масою вкриває що-небудь, простягаючись у просторі». У цьому сенсі поняття «шар» (поверхневий) тієї чи іншої товщини використовується у порошків металургії.

Кількісні характеристики якості поверхневого шару визначаються параметрами шорсткості, які у порошків виробів залежать від фракції порошку за розмірами і формою частинок та пористості виробу.

Поняття і параметри шорсткості на сьогодні визначаються ГОСТ 2789-73 «Шероховатість поверхності. Параметри і характеристики» [8]. Українською мовою словник [3] дає один переклад – шорсткість; словник [4] – шорсткість, кострубатість; словник [6, 7] – шорсткість, шершавість. На думку авторів, найкращий варіант перекладу – це «шорсткість».

Під *фракцією* у порошковій металургії розуміється така частка порошку, яка має однакові у певних межах характеристики за розмірами і формою. За словником [2] фракція – «частина зернистого матеріалу (сипучих тіл) приблизно однакового розміру, відокремлена з маси цього матеріалу або компонент складної речовини, виділений при певній температурі і т. п.». Усі словники [3–7] надають його українською мовою як «фракція». У такій формі він має право на використання.

Стандарт [1] визначає термін «*пористість*» (відкриту, закрити) як відношення об'єму сполучених (або несполучених) із зовнішнім середовищем *пор*, до об'єму порошкової формовки. У свою чергу «пори» за словником [2] – це порожнини між часточками якої-небудь речовини, матеріалу, а «пористість» визначає якість матеріалу, у структурі якого є багато дрібних порожнин. Стандартний термін «пористість» дає кількісну характеристику цього поняття. У такому значенні він має використовуватися у текстах з порошкової металургії.

Для порошкових матеріалів важливими є поняття *щільність* і *густина*.

У стандарті [1] є термін «щільність після утряски». Існує стандарт ДСТУ 2495-94 «Порошки металеві. Визначення насипної щільності» [9]. В обох випадках «щільність» перекладається російською мовою як «плотность».

Словник [4] перекладає поняття «плотность» як «щільність, компактність» і з поміткою «фіз.» – як «густина, густість». Словники [3, 5] перекладають його через кому: «густина, щільність», а у словниках [6, 7] наводяться роз'яснення: «густина» (речовини), але «щільність» (множини, компактність). Наведені приклади: густина металу, але щільність, ульження (напр., порошкових матеріалів).

Тлумачний словник [2] поняття «щільний» характеризує як такий, що складається з частин, які тісно, впритул прилягають одна до одної; поняття «густина» – як масу тіла (речовини), що міститься в одиниці його об'єму. Тобто стосовно порошкової металургії варто використовувати терміни «щільність ульження», але «густина пресовки», «насипна густина».

У стандарті [1] немає терміна «текучість», але є стандарт ДСТУ 3795-98 «Порошки металеві. Визначення текучості за допомогою каліброваної лійки» [10]. Тобто цей термін становить інтерес для порошкової металургії.

Це слово є калькою російського слова «текучесть», яке у свою чергу походить від слів «течь, течение». Згідно з [4] слово «течь» перекладається українською як «текти» (витікати), «спливати» (про час) і «плинути» (плавно рухати). Проаналізуємо відмінність термінів «текти» і «плинути».

Згідно зі словником [2] «плин» – це безперервний рух маси, великої кількості чого-небудь, а «текти» – переміщати свої води у певному напрямі (про річку, струмок) або *сипатись цівкою*, струмочком (про пісок, зерно тощо). Аналогічно «течія» – це рух води у річці, струмку; перебіг часу.

Перекладні словники перекладають слово «текучесть» так: словник [3] – «плинність, текучість»; словник [4] – «текучість, плинність»; словник [5] – лише «плинність». Словник [7] додає пояснення: «текучість (властивість)» і «плинність (у дії)».

Аналізуючи вищезазначене, можна зробити висновок, що термін «текучість» відповідає руху порошку у вільному стані; наприклад, при заповненні прес-форми, при визначенні відповідної властивості порошку і характеризує його властивість.

Коли мова йде про допресовування спеченої пресовки, її рухові у прес-формі, як і суцільного металу в штампі під час виготовлення поковки, відповідає термін «плин», отже й характеристикою такого руху має бути термін «плинність».

Особливу увагу треба приділяти термінам, які означають процеси. Треба нагадати, що згідно з ДСТУ 3966:2009 «Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять» [11] при використанні таких термінів треба враховувати, що саме вони означають у контексті речення: дію, подію чи наслідок. *Дія* – це процес, який відбувається зараз; недоконана дія; термін утворюється за допомогою суфіксів *-ни-* або *-тг-*. *Подія* – це процес, який щойно завершився, доконана дія; термін утворюється переважно за допомогою префіксів. *Наслідок* – це результат процесу; термін може бути словом іншого кореня.

Стандарт [1] для явища зменшення розмірів пресовки при спіканні має термін «зсідання» (об'ємне чи лінійне): «відносне зменшення об'єму(розмірів) порошкової формовки під час спікання». Подібне явище, так звана «усадка», має місце у ливарному виробництві під час кристалізації.

Словник [2] тлумачить термін «усадка» як зменшення об'єму, розмірів при висиханні, охолодженні, застиганні та ін., а «зсідання» – як процес загустіння, утворення згустків (про рідини) або зменшення об'єму, розмірів (про тканини, шкіру і т. п.).

Словники [6, 7] згідно з ДСТУ 3966:2009 [11] при перекладі терміна «усадка» наводять три означення, які відповідають дії, події і наслідку: осідання, зсідання і осід. Словник [5] як процес наводить термін «зсідання» і як наслідок – «зіступ». Словники [3, 4] з позначкою «спец.» наводять лише один термін – «усадка».

Від терміна «зсідання» важко утворити похідні терміни. Правда, словник [7] перекладає термін «усадочный» як «осідний, осідовий», а словник [5] – як «усадний, зіступний». У той же час словник [4] перекладає «усадочный» як «усадковий».

Незважаючи на вимоги стандарту в умовах, що спостерігаються останнім часом у науковій і технічній літературі, варто зупинитися на терміні «усадка» для означення дії і наслідку, а похідним від нього використовувати термін «усадковий».

Для процесу нагрівання і витримки порошкової формовки при певній температурі стандарт [1] має термін «спікання». Словники [3-5] дають один переклад: «спікання». Словники [6,7] розрізняє дію – «спікання» і подію (доконаний, закінчений процес) – «спечення». Отже, терміни, які характеризують перебіг і завершення процесу не викликають сумнівів: спікання і спечення. Наслідок цього процесу – виріб – залежно від обставин може мати різні назви.

Для означення виробу як похідні від «спікання» у літературі зустрічаються два терміни: «спечений» і «спеклий». Останній має відтінок такого, що спікся, зіпсувався [2]. Тому, як рекомендує стандарт [1], слід використовувати термін «спечені вироби».

Порошкові вироби у деяких випадках піддаються термічному або хіміко-термічному обробленню. Останнє полягає у проникненні атомів певного елемента у поверхневий шар виробу. Для характеристики цього явища, як такого, звичайно, використовується термін «дифузія». Але для характеристики *процесу*, який відбувається при хіміко-термічному обробленні, очевидно, точнішим буде термін «дифундування». Похідним від нього можна розглядати, наприклад, словосполучення «атом дифундує...». Наслідком дифузії може бути «глибина дифундування (проникнення)...».

Наведені вище думки і пропозиції авторів не є остаточними. Вони мають сприяти обговоренню проблеми, що виникла при збільшенні інтересу до порошкової металургії, і зрештою привести до уникнення розбіжностей та удосконалення термінологічної системи у галузі порошкової металургії.

Список літератури

1. Металургія порошкова. Терміни та визначення: ДСТУ 2751-94. – [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 24 с.
2. Великий тлумачний словник сучасної української мови / Уклад. і голов. ред. В. Т. Бусел. – К.-Ірпень : ВТФ «Перун», 2005. – 1728 с.
3. С. І. Пінчук, С. І. Губенко. Фізичне матеріалознавство. Російсько-українсько-англійський термінологічний словник. – Дніпропетровськ : РВА «Дніпро-VAL», 2009. – 380 с.
4. Онлайн-словник АBBYY Lingvo [Електронний ресурс] – Режим доступу : www.lingvo.ua/uk/Translate/ru-uk/
5. Російсько-український науково-технічний словник / Укл. : В. Перхач, Б. Кінаш. – Львів : обл. книж. друкарня, 1997. – 456 с.
6. Російсько-український словник з інженерних технологій / Укл. М. Ганіткевич, Б. Кінаш. – Львів, 2004.
7. Войналович О. Російсько-український словник наукової і технічної мови / Войналович О., Моргунок В. – К. : Вирий, Стакер, 1997. – 256 с.
8. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики : ГОСТ 2789-73. – [Дата введения 01.01.1975] – М. : изд. стандартов, 1975. – 11 с.
9. Порошки металеві. Визначення насипної щільності: ДСТУ 2495-94. – [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 6 с.
10. Порошки металеві. Визначення текучості за допомогою каліброваної лійки : ДСТУ 3795-98. – [Чинний від 2000-01-01]. – К. : Держстандарт України, 2000. – 5 с.
11. 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.

Ожерджано 01.12.2015

© Канд. техн. наук В. М. Плєскач, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький, О. А. Джуган

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Pleskach V., Ol'shanetskii V., Dzhugan O. To scientific terminology in area of powder metallurgy

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 2/2015**

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. Різogr. 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