

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**

2'2011

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

Видається з грудня 1997 року

Зареєстрований 29 січня 2003 року Державним комітетом інформаційної політики, телебачення та радіомовлення України.

Свідоцтво – серія КВ № 6906.

Засновник та видавець: Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2011

Постановою президії ВАК України № 1-05/1 від 10.02.2010 р. журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» (скорочена назва – НМТ), який видається з 1997 року, включений до переліку наукових фахових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата технічних наук.

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

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

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

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

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

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

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

– металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорти. 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 А. Д. Коваль (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук В. В. Луцьов (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 (ИММ РАН), Росія

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

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

д-р техн. наук В. І. Мазур (НМетАУ), Україна

д-р техн. наук З. А. Дусягіна (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. Пожурев (ЗДІА), Україна

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

д-р техн. наук Б. П. Середя (ЗДІА), Україна

д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Україна

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

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

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

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Ершова, Н. О. Савчук, Я. О. Мамойко, 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 № 11 від 30 травня 2011 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. Ершова, К. С. Бондарчук, Я. О. Мамойко

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

д-р техн. наук, профессор Ю. Н. Внуков (ЗНТУ), Украина

Члены редколлегии:

д-р техн. наук А. Д. Коваль (ЗНТУ), Украина

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 (НМетАУ), 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. Пожухов (ЗГИА), Украина

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

д-р техн. наук Б. П. Середа (ЗГИА), Украина

д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИспецсталь), Украина

д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), Украина

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

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, Ю. Н. Внуков, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Н. А. Савчук, Я. А. Мамойко, 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 № 11 от 30 мая 2011 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, Я. А. Мамойко

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 (210×297);
- орієнтація – книжна;
- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;
- міжрядковий інтервал – 1,5;
- поля – 20 мм.

Структура статті

Послідовність розміщення матеріалу статті: індекс УДК; прізвище та ініціали автора(ів), назва статті (в тому числі англійською мовою); анотація, ключові слова трьома мовами: російською, українською та англійською; науковий ступінь; повна назва установи, в якій працює автор; місто; текст статті; Список літератури. Рукопис статті має бути підписаний усіма авторами. Наявність анотації обов'язкова.

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

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

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

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

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

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

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

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

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ

БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

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

Формули

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

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

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

Список літератури

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

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

До редакції журналу слід подати:

- 1) роздруковану статтю у 2-х примірниках;
- 2) експертний висновок про можливість опублікування;
- 3) довідку про авторів;
- 4) рецензію на статтю;
- 5) диск CD-RW з текстом статті і файлами ілюстрацій або фірмову дискету 3,5' (у випадку відсутності складних рисунків). Файли з текстом статті та довідку про авторів можна висилати електронною поштою у вигляді архівних (ZIP, RAR – архіватором) файлів. Файл статті називати прізвищем автора латинськими літерами. 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>Терентьев В.Ф.</i> ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗМЕРА ЗЕРНА НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ (ОБЗОР)	8
<i>Коваль А.Д., Брыков М.Н., Капустян А.Е., Тимофеев Д.Н.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ НИЖНЕГО БЕЙНИТА В СТРУКТУРЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	17
<i>Глотка О.А., Грешта В.Л., Коваль А.Д.</i> ПРИРОДА ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ ТА ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПО ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ	21
<i>Сидоренко О.Г., Федорова И.П., Сухой А.П., Ольшанецкий В.Е.</i> О СУЩЕСТВОВАНИИ ЗАРОДЫШЕЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ УСТОЙЧИВОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ	25
<i>Беліков С.Б., Нарівський О.Е.</i> ВПЛИВ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ AISI 304 НА ЇЇ ПІТІНГОСТІЙКІСТЬ У ХЛОРИДОВМІСНИХ СЕРЕДОВИЩАХ	29
<i>Оприщенко Т.А., Дьяченко С.С., Кузьменко Е.А., Христофоров А.И., Костик В.О.</i> РОЛЬ ПАРАМЕТРОВ ПЕРВОГО ОТПУСКА В ПОВЫШЕНИИ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ИЗ СТАЛИ Р6М5	34
<i>Ершов А.В., Сейдаметов С.В., Коцур И.М., Камель Г.И.</i> ВЛИЯНИЕ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ НА ЗОНДОВЫЕ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПЛОТНОЙ ПЛАЗМЕ АРГОНА	38
<i>Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В.</i> ВЛИЯНИЕ ТАНТАЛА НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗЛС	42
<i>Лазечний І.М., Лисиця О.В., Міщенко В.Г., Сніжної В.Л., Сніжної Г.В.</i> ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ В ЦЕМЕНТОВАНИЙ СТАЛІ 13Х3НВМ2Ф	47

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Середа Б.П., Белоконь Ю.А., Бондаренко Ю.В., Жеребцов А.А., Белоконь К.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ ИСХОДНОГО ПОРОШКА НА ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ГОРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ САМОРОСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА	53
<i>Наумик В.В.</i> РАЗВИТИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВ РАФИНИРОВАНИЯ ПРИ ПЕРЕРАБОТКЕ ОТХОДОВ МЕДИ	57

<i>Сычук Ю.Т., Нагорный Ю.И., Чигиринский В.В.</i> ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРОБИВКИ РИФЛЕННЫМИ ПУАНСОНАМИ НА СИЛОВЫЕ ЗАТРАТЫ И КОЭФФИЦИЕНТЫ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ	60
<i>Серета Б.П., Кругляк Д.О.</i> ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НА БРОНЗАХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА	65
<i>Солоха В.В., Ліпиченко В.С., Фролов М.В.</i> ЗНИЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕПЛОВИХ ДЕФОРМАЦІЙ НА ТОЧНІСТЬ ОБРОБКИ НА ТОКАРНИХ ВЕРСТАТАХ	69
<i>Григорьев С.М., Петрищев А.С., Шишканова Г.А.</i> ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА СПЛАВУ «СИР»	72
<i>Носенко М.І., Павлов В.О.</i> ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПОРИСТИХ ЗАГОТОВОК З ПОРОШКІВ ТИТАНУ, МІДІ, АЛЮМІНІЮ ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ	79
<i>Кириченко А.Г., Колесник Н.Ф.</i> КРАСНЫЙ ШЛАМ – КАТАЛИЗАТОР РЕАКЦИИ ТЕРМОКАТАЛИТИЧЕСКОГО РАСПАДА МОНООКСИДА УГЛЕРОДА	82
<i>Косинский В.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАПЕРЕД ЗАДАННЫМИ СВОЙСТВАМИ СПОСОБОМ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ПРОПИТКИ С НАГРЕВОМ	86

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Попович О.Г., Шевченко В.Г.</i> АНАЛІЗ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ НА ОСНОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ В ОБЛАСТІ КОНТАКТУ	95
<i>Шамровський О.Д., Шевченко В.О., Радченко В.В., Кучер В.Г., Кобець В.А.</i> ВПЛИВ СПІЛЬНИХ КОЛИВАНЬ ЛОПАТЕЙ ПОВОРОТНО-ЛОПАТЕВОЇ ГІДРОТУРБИНИ НА РУХ ЇЇ РОБОЧОГО КОЛЕСА	100
<i>Авраменко О.О.</i> АНАЛІЗ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ НЕТОНИХ ОРТОТРОПНИХ КОНІЧНИХ ОБОЛОНОК ЗМІННОЇ ТОВЩИНИ ПІД ДІЄЮ НЕРІВНОМІРНОГО НАВАНТАЖЕННЯ	103
<i>Шамровский А.Д., Колесник Д.Н., Миняйло Т.А.</i> УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫЙ МЕТОД ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ ДЛЯ РАСЧЕТА СТЕРЖНЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ	107
<i>Пожуев В.І., Грищак Д.В.</i> НАБЛИЖЕНИЙ АНАЛІТИЧНИЙ РОЗВ'ЯЗОК ЗАДАЧІ ПРО ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН ОРТОТРОПНОЇ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНОКИ ЗМІННОЇ ЗА ЧАСОМ МАСИ ПРИ КОМБІНОВАНОМУ ТЕРМОСИЛОВОМУ НАВАНТАЖЕННІ	111
<i>Левада В.С., Хижняк В.К., Левецкая Т.И.</i> ИЗГИБ ПОЛУБЕСКОНЕЧНОЙ АНИЗОТРОПНОЙ ПЛАСТИНЫ С ЖЕСТКО ЗАКРЕПЛЕННЫМ КРАЕМ, НАХОДЯЩЕЙСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ	117

<i>Клименко М.І., Мухін В.В.</i> СКІНЧЕННОЕЛЕМЕНТНА МЕТОДИКА МОДЕЛЮВАННЯ ХВИЛЬОВИХ ПРОЦЕСІВ У БАГАТОШАРОВИХ ЦИЛІНДРАХ	119
<i>Заяц В.И., Новикова О.С.</i> ПРЕДСТАВЛЕНИЕ РЕШЕНИЯ ДВУМЕРНОЙ ЗАДАЧИ ТЕРМОУПРУГОСТИ В УЛЬТРАСФЕРИЧЕСКИХ МНОГОЧЛЕНАХ	126
<i>Басова Е.В., Добротворский С.С.</i> КИНЕМАТИКА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ЭВОЛЬВЕНТНОЙ И ТРОХОИДАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ	132
<i>Відміч С.С.</i> ВИМУШЕНІ КОЛИВАННЯ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ЗАГОТОВКИ ПРИ РІЗАННІ З ОДНОЧАСНИМ АЛМАЗНИМ ВИГЛАДЖУВАННЯМ	138
<i>Ольшанецкий В.Ю., Кисильова І.Ю.</i> ВАРІАЦІЙНА ЗАДАЧА КРУТІННЯ ПРИЗМАТИЧНОГО БРУСА ІЗ ВРАХУВАННЯМ ДИСЛОКАЦІЙНОГО ВПЛИВУ	141
<i>Николаев В.А., Васильев А.Г., Матюшенко Д.А.</i> РАСЧЕТ ПРИРАЩЕНИЯ ТОЛЩИНЫ ПО ДЛИНЕ ПОЛОСЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ	146

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Ольшанецкий В.Е., Кононенко Ю.И.</i> ОБ УТОЧНЕННОЙ ОЦЕНКЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ РОСТА ЗЕРЕН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ С ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ	151
<i>Винокур Б.Б.</i> РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. ПЕРУ	155
ПАВЛО АНДРІЙОВИЧ МИХАЙЛОВ (до 100-річчя від дня народження)	157

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 539.385

Д-р техн. наук В. Ф. Терентьев

Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова, г. Москва

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗМЕРА ЗЕРНА НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ (ОБЗОР)

В работе рассмотрено влияние предварительной пластической деформации (в том числе и интенсивной пластической деформации) и размера зерна на характеристики усталостной прочности при комнатной температуре титана и его сплавов

Ключевые слова: титан и его сплавы, размер зерна, интенсивная пластическая деформация, усталостная прочность.

Введение

Ранее был проведен ряд исследований по влиянию предварительной пластической деформации и размера зерна на циклическую прочность металлических материалов и, в частности, титана и его сплавов [1–4]. Чаще всего предварительная пластическая деформация и уменьшение размера зерна приводят к повышению характеристик циклической прочности металлических материалов при комнатной температуре. Хотя есть достаточно противоречивые данные по поводу влияния предварительной пластической на усталостную прочность металлических материалов [1, 5]. В работе [5] приводятся данные о снижении усталостной прочности некоторых алюминиевых сплавов после предварительной деформации растяжением, а прокатка не улучшает ее. В монографии [6] показано, что малые предварительные пластические деформации часто снижают усталостную прочность металлических материалов. Также нужно учесть, что существует ряд других факторов (вид усталостного нагружения, способность к деформационному старению, особенности деформированной структуры и др.), которые также влияют на поведения металлов и сплавов при циклическом деформировании.

В настоящее время имеются технологии интенсивной пластической деформации (ИПД) (равноканальное угловое прессование – РКУП, кручение под гидростатическим давлением – КГД, экструзия и др.), с помощью которых можно получить массивные металлические субмикроструктурные (СМК) материалы с размером зерна 100–500 нм и высокими статическими прочностными характеристиками [7]. Пове-

дение СМК титана и его сплавов в условиях циклического деформирования вызывает большой интерес [8–18], поскольку часто нет однозначной зависимости между высокими механическими свойствами при статическом деформировании этих материалов и характеристиками усталости. Это связано с длительностью испытаний при усталости и в связи с этим возможностью протекания процессов возврата в сильно деформированной металлической структуре. Поэтому исследования влияния интенсивной пластической деформации на характеристики усталости титана и его сплавов представляют большой интерес. Но сначала есть смысл кратко остановиться на ранних исследованиях по влиянию предварительной пластической деформации и размера зерна на характеристики усталости титана.

Влияние предварительной пластической деформации и размера зерна на циклическую прочность титана

В работе [19] исследовали малоцикловую усталость отожженного (750 °С в вакууме – 1 ч) чистого титана с размером зерна от 200 до 400 мкм. Испытания на усталость проводили в условиях общей деформации за цикл нагружения трех серий образцов: отожженных образцов, образцов после предварительной статической деформации на 20 % и образцов предварительно тренированных при циклическом деформировании в течение 10 циклов при амплитуде деформации $\pm 1,5$ до того же самого напряжения, при котором была получена предварительная деформация 20 %. Из представленных на рис. 1 экспериментальных данных видно, что долговечность предварительно деформирован-

ных образцов на базе $5 \cdot 10^4$ циклов нагружения меньше долговечности отожженного материала. Авторы [19] связывают уменьшение долговечности титана после предварительной деформации с взаимодействием механических двойников с дислокациями или границами зерен, в результате которого возникают локальные области высокой концентрации напряжений и которые являются местами предпочтительного зарождения и распространения трещин. Аналогичные данные по малоцикловоу усталости были получены на техническом титане [3].



Рис. 1. Кривые малоцикловоу усталости технически чистого титана [19]

Влияние предварительной деформации на многоцикловую усталость титана исследовалось в ряде работ [1, 2]. В работе [2] на образцах из отожженного технического титана Ti 160 (содержание кислорода 0,27 вес. %, отжиг в вакууме при 850 °C – 24 ч, размер зерна 0,15 мм) исследовали влияние предварительной статической деформации при температуре 20 °C (деформация 2 %) и температуре 196 °C (деформация 10 %) и последующего отжига при температурах 190–700 °C на предел усталости в условиях симметричного растяжения-сжатия. Было показано, что предел выносливости снижался с 270 МПа до 200 МПа, если предварительная деформация осуществлялась при комнатной температуре, и до 155 МПа, если предварительно деформировали материал при температуре 196 °C. Снижение предела выносливости после предварительной деформации авторы [2] связывают с разблокировкой дислокаций (предварительная деформация при комнатной температуре) и механическим двойникованием и межзеренным растрескиванием (предварительная деформация при низкой температуре). Последующий отжиг при температуре выше 400 °C восстанавливал уровень предела выносливости для образцов, предварительно деформированных при комнатной температуре, но не восстанавливал усталостные свойства образцов после предварительной деформации при 196 °C, поскольку процессы возврата и рекристаллизации в этом случае не могут устранить повреждаемость, внесенную предварительной деформацией.

В работах [20, 21] наблюдали некоторое повышение усталостной прочности титана после предварительной пластической деформации и последующего искусственного старения. Так, в работе [20] было показано, что предварительное динамическое деформационное старение в условиях растяжения, чистого сдвига и сжатия при температурах 20 и 100 °C существенно повышает ограниченную долговечность отожженного (700 °C в вакууме – 2,5 ч) технически чистого титана BT1-0 в условиях плоского изгиба. Предел выносливости увеличивается на 11 % в случае предварительной деформации растяжением при 100 °C и на 17 и 23 % при предварительной деформации на сдвиг и сжатие соответственно. Пределы выносливости исследованного титана находились в интервале значений от 175 МПа до 216 МПа.

В работе [22] исследовали влияние предварительного деформирования и размера зерна (величиной от 12 000 до 80 зерен на мм²) на циклическую прочность технически чистого отожженного α- титана Ti 120 (0,087O₂; 0,01N₂; 0,024C; 0,02 %Fe) при температурах 20, 60 и 196 °C. Показано, что уменьшение размера зерна у отожженного и предварительно деформированного титана приводит к повышению предела выносливости при всех исследованных температурах. При одном и том же размере зерна максимальная циклическая прочность наблюдается при температуре 196 °C (до 475 МПа). Однако, кроме размера зерна, на циклическую прочность титана очень сильное внимание оказывают примеси внедрения (кислород, азот и углерод). При одном и том же размере зерна наличие примесей сильно изменяет циклическую прочность титана. Высказано предположение, что изменение предела выносливости в зависимости от количества внедренных примесей связано с изменением напряжения трения кристаллической решетки [22].

В работе [1] исследовали влияние предварительной пластической деформации на усталостную прочность нелегированного титана (0,04C; 0,02Fe; 0,009N; 0,045N, вес. %) после отжига в вакууме при 650 °C – 1/2 ч. Образцы для испытаний на циклическое растяжение-сжатие были сделаны из прутков, имеющих следующие механические свойства: $\sigma_s = 520$ МПа, $\sigma_{0,2} = 390$ МПа, $\delta = 28$ %, а образцы циклического кручения имели следующие механические свойства: $\sigma_s = 472$ МПа, $\sigma_{0,2} = 286$ МПа, $\delta = 28,5$ %. На рис. 2, а представлены результаты испытаний на симметричное осевое растяжение-сжатие и циклическое кручение образцов титана с цилиндрической рабочей частью из после различных степеней предварительной пластической деформации.

Видно, что при испытании в условиях растяжения-сжатия в области малоцикловоу усталости предварительная деформация практически не влияет на долговечность материала, однако несколько повышает уровень предела выносливости (на 13 %). В случае циклического кручения и долговечность и уровень предела

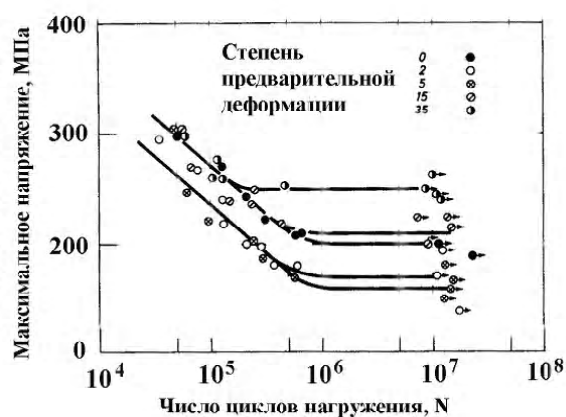
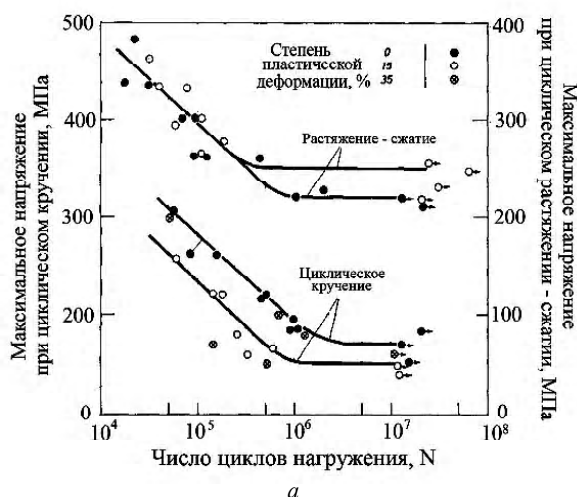


Рис. 2. Влияние предварительной деформации растяжением на циклическую прочность титана в условиях симметричного растяжения – сжатия и кручения (а) и в условиях симметричного плоского изгиба (б) [1]

выносливости снижаются после предварительной пластической деформации. На рис. 2, б представлены данные по влиянию предварительной деформации прокаткой (от 2 до 35 %) на циклическую прочность титана в условиях знакопеременного изгиба плоских образцов. В то время как после предварительной деформации на 2 и 5 % происходит уменьшение долговечности и снижение предела выносливости на ~ 20 % по сравнению с недеформированным материалом, то при больших степенях предварительной деформации предел выносливости возрастает на 25 %.

В работе [1] были обобщены многочисленные экспериментальные данные по зависимости усталостной прочности титана в условиях знакопеременного изгиба от уровня предела прочности (рис. 3).

Видно, что отношение предела выносливости к пределу прочности σ_R/σ_B меняется в значениях от 0,5 до 0,8 и предварительная деформация во многих случаях снижает предел выносливости в условиях циклического изгиба. Авторы [1] снижение циклической прочности при определенных условиях предварительной пластической деформации и условий циклических испытаний связывают с более ранним зарождением усталостных трещин на границах двойников и в полосах скольжения.

В работе [23] на компактных образцах ($140 \times 35 \times 5$ мм) из технического титана Ti 115, Ti 130 и Ti 155 фирмы IMI исследовали влияние размера зерна, концентрации примесей внедрения и асимметрию цикла

нагрузки на закономерности распространения усталостных трещин. Основные характеристики исследованных марок титана представлены в таблице 1, а на рис. 4 представлены кинетические кривые усталостного разрушения.

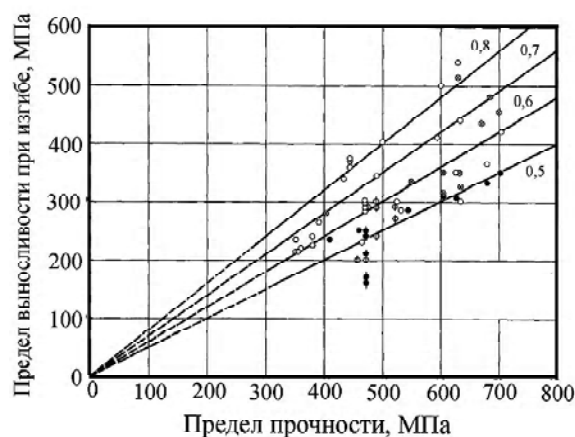
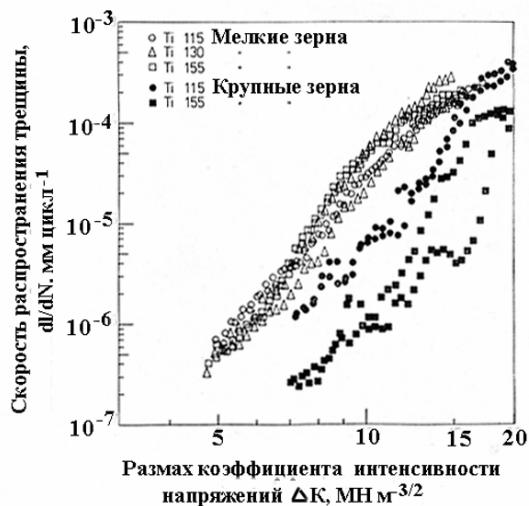


Рис. 3. Зависимость предела выносливости при знакопеременном изгибе чистого титана при комнатной температуре от предела прочности [1]:

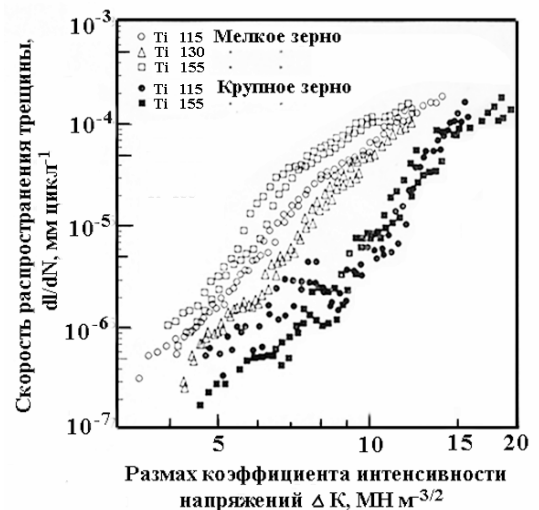
○ – отожженные образцы; ● – холоднодеформированные образцы; ⊙ – обработка неизвестна; цифрами на графике указаны значения отношения предела выносливости к пределу прочности, которые ограничивает соответствующая прямая линия

Таблица 1 – Влияние примесей внедрения, режимов отжига и размера зерна на механические свойства технического титана [23]

Марка	O	N	C	Режим отжига	Средний размер зерна, мм	$\sigma_{0,2}$, МН/м ²	σ_B , МН/м ²
Ti 115	0,095	0,0080	0,010	3 ч, 973 К	0,035	260	360
				24 ч, 1123 К	0,23	220	390
Ti 130	0,160	0,0085	0,030	3 ч, 1123 К	0,040	430	520
				3 ч, 923 К	0,020	630	720
Ti 155	0,340	0,0075	0,020	24 ч, 1273 К	0,21	580	590



а



б

Рис. 4. Влияние размера зерна, содержания примесей внедрения и асимметрии цикла нагружения на циклическую трещиностойкость технического титана (а – асимметрия цикла $R = 0,07$; б – $R = 0,35$) [23]

Было показано [23], что изменение концентрации примесей сильно влияет на $\sigma_{0,2}$ и σ_B и мало влияет на скорость распространения усталостной трещины dl/dN при мелком зерне. Наоборот, увеличение размера зерна сильно уменьшает dl/dN и особенно при малых амплитудах коэффициента интенсивности напряжений ΔK с увеличением концентрации примесей внедрения. Усталостные трещины распространяются внутризеренно и путь распространения трещин при низких ΔK контролируется ориентировкой зерен. Многие зерна при этом разрушаются по серии параллельных плоскостей, в результате чего образуются фасетки, напоминающие фасетки скола. При высоких значениях ΔK зеренная морфология усталостного излома менее выражена. Здесь появляются усталостные бороздки, слегка изменяющие направление при переходе от зерна к зерну. Основной вывод работы [23]: при низких значениях ΔK рост усталостных трещин в техническом титане замедляется при уменьшении коэффициента асимметрии цикла, увеличение размера зерна и концентрации примесей внедрения.

Влияние субмикроструктурной (СМК) структуры, полученной после интенсивной пластической деформации на циклическую прочность титана и его сплавов

В ряде работ [8–18] было показано, что интенсивная пластическая деформация приводит к существенному повышению прочностных свойств титана и его сплавов в условиях статического и циклического деформирования. Интересные экспериментальные данные с использованием РКУП были получены при исследовании влияния СМК состояния титана BT1-0 (0,12 %O; 0,18 %Fe; 0,07 %C; 0,04 %N; 0,01 %H) на статическое растяжение и циклическую прочность в условиях симметричного изгиба с вращением с пост-

роением кривых усталости ускоренным методом при ступенчатом нагружении по методу Локатти [8, 24]. Предел прочности в исходном горячекатаном состоянии у титана BT1-0 составлял 460 МПа, а в наноструктурном фрагментированном состоянии – 1100 МПа. На рис. 5, а представлены кривые усталости. СМК-структуры в титане были получены сочетанием теплового РКУП и последующей термомеханической обработки. В СМК состоянии 1 наблюдалась равноосная зеренная структура со средним размером зерна 0,25 мкм и повышенной плотностью решеточных дислокаций (до 10^{12} – 10^{13} м⁻²). Состояние 2 характеризуется волокнистой в осевом направлении структурой с размером зерна 0,15 мкм и более высокой плотностью дислокаций 10^{14} – 10^{15} м⁻².

В структурном состоянии 3 размер зерна составлял 0,15 мкм. Для этого состояния характерны наличие высоко- и малоугловых границ зерен с плотностью дислокаций 10^{13} – 10^{14} м⁻², а также появление зерен, полностью свободных от дислокаций. Из рис. 5, а видно, что максимальной циклической прочностью обладает фрагментированная наноструктура 3, у которой наблюдается также наибольший предел прочности. Предел выносливости этой структуры возрастает в 2 раза (482 МПа) по сравнению с горячекатаным состоянием (238 МПа), однако пластичность состояния 3 наименьшая (9 %). Общая тенденция связана с тем, что чем выше предел прочности, тем больше возрастает уровень предела выносливости гладких образцов.

В работах [9, 10] исследовали усталостную прочность (знакопостоянный циклический изгиб плоских образцов) титана технической чистоты BT1-0 и сплава BT6 в состояниях заводской поставки и после РКУП. В состоянии поставки структура титана BT1-0 характеризуется равноосными зёрнами размером 5–7 мкм

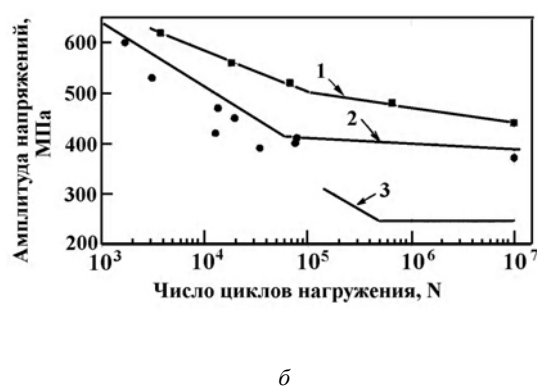
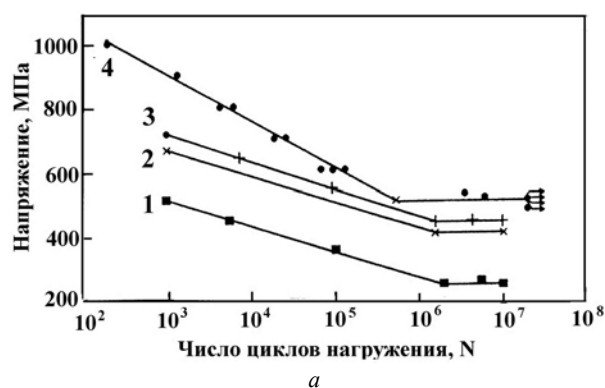


Рис. 5. Кривые усталости для исходного (1) и наноструктурного титана с равноосной (2), волокнистой (3) и фрагментированной (4) структурой [8, 24] (а) и кривые усталости титана с различным размером зерна [25] (б):

1 – кривая усталости после РКУП и холодной прокатки;
2 – после РКУП; 3 – размер зерна 9 мкм [22]

с плотностью дислокаций 10^9 см^{-2} . После РКУП размер элементов зеренно – субзеренной структуры составлял (0,35–0,15) мкм, плотность дислокаций – $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В сплаве ВТ6 в состоянии поставки наблюдалась равноосная структура со средним размером зерен около 2 мкм. После РКУП в сплаве ВТ6 в вытянутых в направлении вдоль оси прессования 80 % зерен α - фазы образуется мартенсит. Поперечный размер этих зерен составлял $\approx 2,5$ –1,5 мкм, а продольный 10 мкм и более. Поперечный размер пластин мартенсита изменялся от 10 до 100 нм. В сплаве ВТ6 развитие деформационных процессов при циклическом нагружении сопровождается образованием мартенситной фазы, структура и закономерности формирования которой во многом определяют усталостные свойства материала. Предел прочности технического титана после РКУП достигает значения 1140 МПа, а предела текучести – до 960 МПа. Предел выносливости титана ВТ1-0 на базе 10^6 в состоянии поставки составлял 350 МПа, а после ВТ1-0 – 520 МПа. В сплаве ВТ6 соответственно 570 и 670 МПа [27, 28]. В работе [24] также показано, что в ультрамелкозернистом чистом титане после РКУП предел усталости возрастает в 1,67 раза, однако чувствительность к надрезу повышается.

Влияние СМК структуры на циклическую прочность технически чистого титана ВТ1-0 (0,12O; 0,18Fe; 0,04C; 0,04N; 0,01H; ост. Ti; вес. %) было изучено в работах [25, 26]. Такая структура с размером зерна 300 нм ($\sigma_s = 810 \text{ МПа}$; $\sigma_m = 650 \text{ МПа}$; $\delta = 15 \%$) была получена после РКУП (многократное прессование осуществлялось по маршруту B_c при температурах 400–450 °С). Часть образцов после РКУП подвергалась холодной прокатке со степенью обжатия 75 % и последующему стабилизирующему отжигу при 300 °С в течение 1–2 ч. Для сравнения исследовались образцы с размером зерна 25 мкм ($\sigma_s = 460 \text{ МПа}$; $\sigma_m = 380 \text{ МПа}$; $\delta = 26 \%$). Испытания при симметричном растяжении-сжатии на многоцикловую усталость цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 7 мм проводи-

лись при частоте 10 Гц, а на малоцикловую усталость – 2 Гц. На рис. 5, б представлены кривые усталости образцов с СМК структурой и для сравнения приведена кривая усталости крупнозернистого титана (размер зерна 9 мкм), полученная ранее в работе [22]. Видно, что максимальный предел усталости наблюдается у образцов, подвергнутых РКУП и последующей холодной прокатке (кривая 1), а предел усталости крупнозернистого материала (кривая 3) значительно ниже образцов подвергнутых РКУП предел усталости после РКУП (кривые 1 и 2). Характеристики малоциклового усталости СМК (после РКУП) и крупнозернистого материала (размер зерна 25 мкм) практически одинаковы (рис. 6, а), что свидетельствует о хорошей способности к циклическому упрочнению материала после РКУП. Это подтверждают данные характеристик циклического деформирования (рис. 6, б).

В работе [27] исследовали циклическую трещиностойкость чистого титана с размером зерна 22 мкм (предел текучести 430 МПа) и СМК титана с размером зерна 250 нм (предел текучести 635 МПа). СМК титан получали методом РКУП (8 проходов при температуре 425 °С). Испытания на циклическую трещиностойкость проводили на компактных образцах толщиной 3 мм при асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$ и $0,3$ с частотой 10 Гц. Показано, что скорость распространения усталостной трещины в СМК материале на порядок выше, чем в крупнозернистом материале. Пороговый коэффициент интенсивности напряжений ΔK_{th} также в СМК материале в 2,5 раза меньше, чем в крупнозернистом.

В работах [14] исследовали усталость титанового сплава системы Ti-6Al-4V (6,3Al; 4,1V; 0,18Fe; 0,182O; 0,003Si; ост. Ti; вес. %) в субмикроструктурном состоянии (глобулярные зерна α - и β - фаз размером $\sim 0,4$ мкм), которое получали путем многократной все-сторонней осадки заготовок диаметром 25 мм при температурах 650–550 °С. После такой обработки заготовки отжигали при 650 °С. Для сравнения изучали

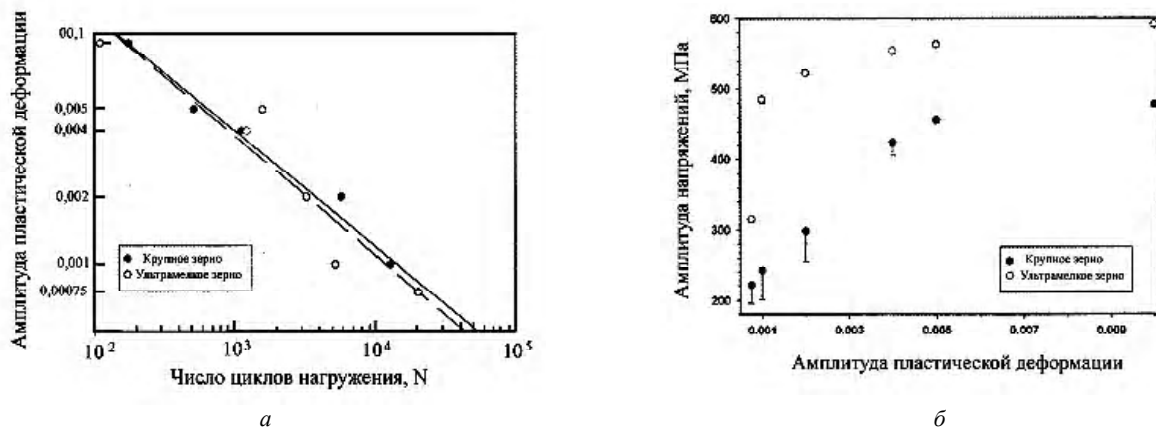


Рис. 6. Влияние размера зерна титана на кривые малоциклового усталости (а) и кривые циклического деформирования титана (б) [26]

характеристики усталости сплава с размером зерна 10 мкм. Предел текучести с уменьшением размера зерна возрастает с 960 МПа до 1180 МПа, а предел прочности с 1050 до 1300 МПа. Относительное сужение возрастает с уменьшением размера зерна с 32 до 60 %. Однако относительное удлинение уменьшается с 9 до 7 %. Предел усталости на базе $2 \cdot 10^7$ циклов выше у субмикроструктурного материала и составляет 693 МПа по сравнению с 580 МПа у материала с размером зерна 10 мкм.

В работе [16] исследовали влияние интенсивной пластической деформации на мало- и многоцикловую усталость титанового сплава Ti-6Al-4V (Al – 6,2; V – 4,2; Fe – 0,25; C – 0,01; O – 0,11; N – 0,0045; H = 0,004; ост. Ti, вес. %). Исходные заготовки диаметром 40 мм были подвергнуты отжигу при 960 °C, закалены в воду и состарены в течение 4 часов при температуре 650 °C. Затем прутки были подвергнуты комбинированной обработке, включающей РКУП ($T = 650$ °C,

угол 90 °, маршрут Bc, 2 прохода). После этого прутки прошли 6-ступенчатую экструзию (5 проходов при 350 °C и последний проход при комнатной температуре). Предел прочности после такой комбинированной обработки увеличился с 930 МПа для исходного материала до 1360 МПа для СМК титана, а удлинение уменьшалось соответственно с 20 до 13 %. Результаты малоцикловых испытаний в условиях симметричного растяжения-сжатия (диаметр рабочей части образца 8 мм) с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл в диапазоне $3 \cdot 10^{-4}$ – $5 \cdot 10^{-3}$ и с нагружения частотой 2 Гц представлены на рис. 7, а. На кривых циклического упрочнения/разупрочнения во всех случаях в начале деформирования наблюдается циклическое разупрочнение вне зависимости от размера зерна. При низкой амплитуде деформации наблюдается стадия насыщения, а у крупнозернистого материала непосредственно перед разрушением наблюдается деформационное упрочнение.

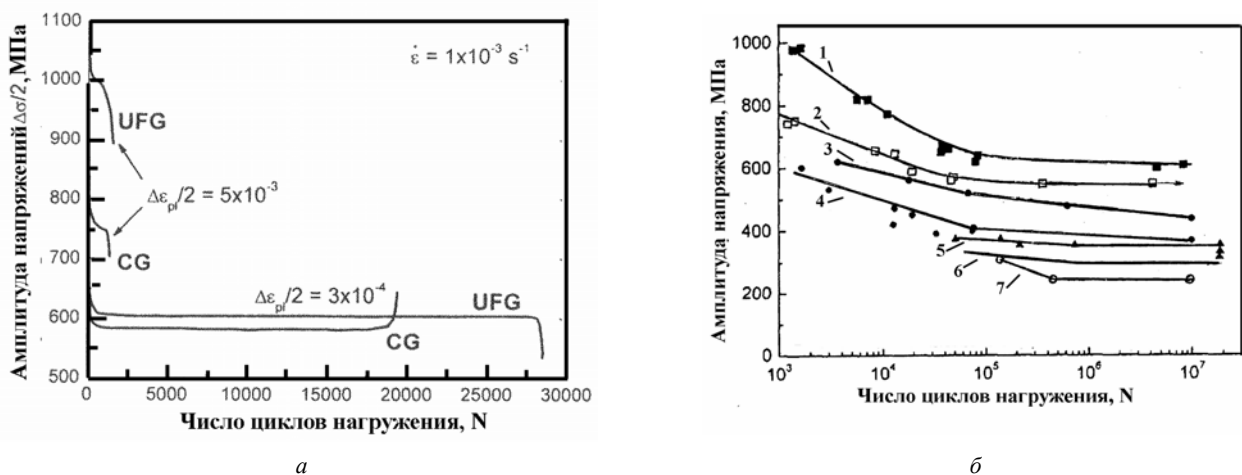


Рис. 7. Кривые циклического упрочнения / разупрочнения сплава Ti-6Al-4V (а) [16] и кривые усталости титана и его сплавов с различным размером зерна (б): 1,2 – СМК и крупнозернистый титановый сплав соответственно [16]; 3,4 – СМК – Ti [25, 26]; 5, 6 – СМК и крупнозернистый титановый сплав соответственно [14]; 7 – крупнозернистый титан [22]

Многоцикловую усталость изучали на цилиндрических образцах в условиях консольного изгиба с вращением с частотой 50 Гц. На рис. 13 приведены результаты усталостных испытаний авторов работы [16] (кривые 1 и 2) и данные других авторов [14, 22, 25, 26]. Из данных, представленных на рис. 7, б, видно, что после интенсивной пластической деформации титана и его сплавов предел выносливости находится в диапазоне напряжений 400–620 МПа, что значительно выше, чем известные данные по пределу выносливости у технически чистого титана.

В работах [16–18] исследовалась статическая и усталостная прочность двух серий образцов из технического чистого титана Grade 4 (США) следующего химического состава: С – 0,052; N – 0,015; O – 0,34; H – 0,015; Fe – 0,3; ост. Ti в вес. %. Серия 1: образцы изготавливались из исходных горячекатаных заготовок диаметром 25 мм с размером зерна $H \approx 25$ мкм. Серия 2: исходные заготовки были подвергнуты комбинированной обработке (ТМТ), включающей РКУП ($T = 450$ °С, угол 90 °, маршрут Bc, 4 прохода), последующую термомеханическую обработку волочением с суммарным обжатием 80 % в интервале температур 350...400 °С и с последующим отжигом при 300 °С в течение 1 часа. В результате такой обработки были получены прутки диаметром 7 мм и длиной 3 м с СМК равноосной зеренной структурой размером 150 нм. Механические испытания в условиях растяжения проводили на образцах с диаметром рабочей части 3 мм. В результате такой комбинированной обработки предел прочности

возрос с 700 до 1240 МПа, условный предел текучести – с 530 до 1200 МПа, а удлинение снизилось с 25 до 12 %. Испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения (коэффициент асимметрии цикла $R = 0,1$) с частотой 20 Гц. Механические свойства Ti Grade 4 в различном структурном состоянии представлены в таблице 3.

В результате такой комбинированной обработки предел прочности возрос с 700 до 1240 МПа, условный предел текучести – с 530 до 1200 МПа, а удлинение снизилось с 25 до 12 %. Испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения (коэффициент асимметрии цикла $R = 0,1$) с частотой 20 Гц и знакопеременного изгиба с вращением ($R = -1$) с частотой 50 Гц. Кривые усталости исследованных серий образцов представлены на рис. 8. Видно, что у образцов серии 2 и 3 предел выносливости титана после РКУП + ТМТ возрос на 80 % по сравнению с исходным состоянием и сопоставим с пределом выносливости титанового сплава Ti-6Al-4V.

В работе [28] исследовали влияние РКУП на характеристики усталостной прочности образцов из технического чистого титана BT1-00 (вес. %: < 0,20Fe; < 0,08Si; < 0,10O₂; < 0,04N₂; < 0,008H₂). Заготовки для РКУП размерами 14 × 14 × 14 × 120 мм³ вырезались ионно-плазменной резкой из плиты толщиной 40 мм. РКУ прессырование осуществлялось в изотермических условиях при температуре ниже температуры рекристаллизации титана (не выше 420 °С) по маршруту Bc за 6 проходов. По разработанной методике РКУ прес-

Таблица 3 – Механические свойства Ti Grade: в различном структурном состоянии [18]

№	Режим обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	Удлинение, %	Равномерное удлинение, %
1	Состояние поставки	700	530	25	–
2	РКУП + ТМТ	1240 ± 10	1150 ± 20	11 ± 1	1,6
3	РКУП + ТМТ + отжиг 350 °С, 1 ч	1230 ± 10	1170 ± 30	12 ± 1	4,5
4	РКУП + ТМТ + отжиг 350 °С, 6 ч	1250 ± 10	1100 ± 10	13 ± 1	5,1

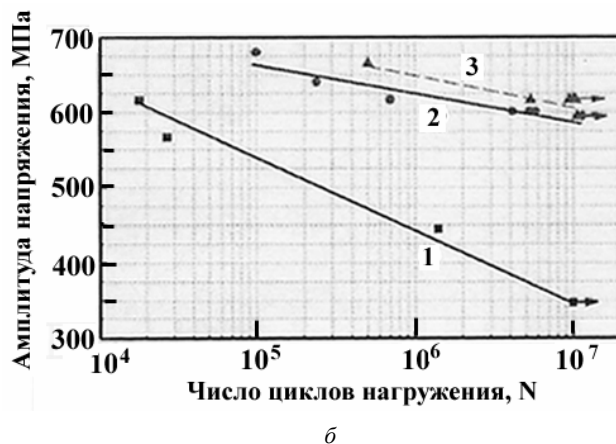
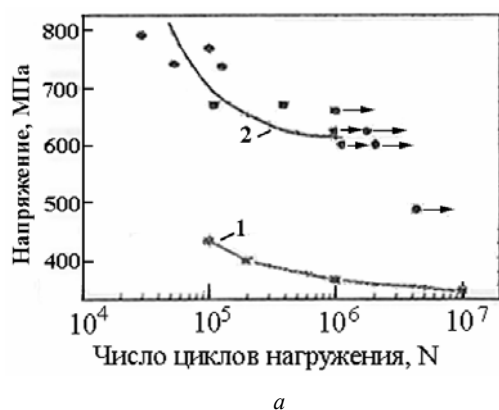


Рис. 8. Кривые усталости титана Grade 4: а – исходное состояние (кривая 1) и после РКУП + ТМТ (кривая 2) [17]; б – 1 – исходный материал; 2 – после РКУП + ТМТ; 3 – после РКУП + ТМТ и последующего отжига при 350 °С в течение 6 ч [18]

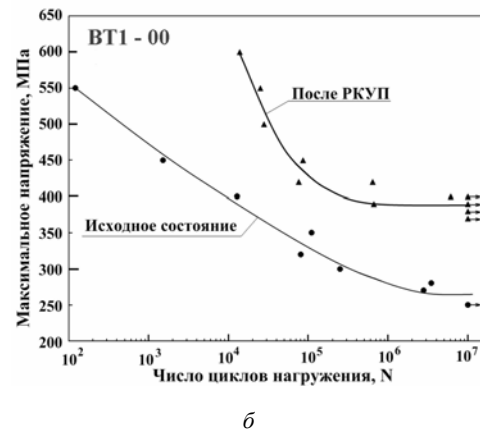
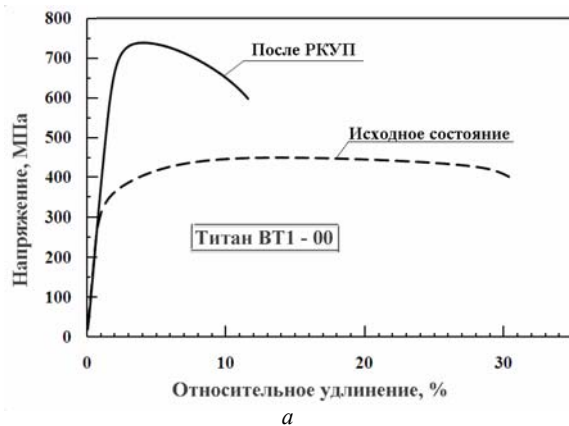
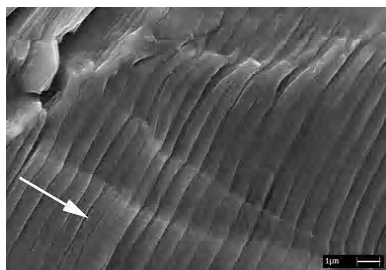


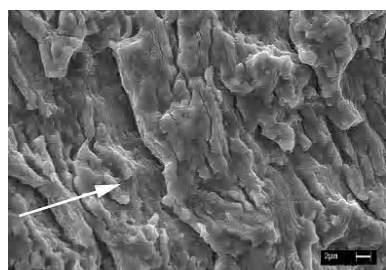
Рис. 9. Кривые статического растяжения (а) и усталости (б) титана BT1-00

сования получены заготовки субмикроструктурного (СМК) титана СМК размером $20 \times 20 \times 90$. Исходный размер зерна составлял 15 мкм, а после РКУП 300 нм. Плоские образцы с размером рабочей части $2 \times 3,5 \times 8$ мм вырезали из заготовки методом электроэрозионной резки. Эти образцы использовались для статических и усталостных испытаний в условиях повторного растяжения.

На рис. 9, а представлены кривые статического растяжения, а рис. 9, б кривые усталости исследованного материала. Видно, что РКУП титана BT1-00 к значительному повышению предела прочности (в 1,64 раза) и предела текучести (в 2,1 и 1,65), однако пластичность уменьшилась более чем в два раза. Предел выносливости σ_R после РКУП достигает ≈ 400 МПа, а отношение σ_R/σ_B после РКУП у них практически составляет 0,51.



а



б

Рис. 10. Фрактографическая картина распространения усталостной трещины в титане BT1-00:

а – исходное состояние; б – после РКУП; стрелками указано направление распространения трещины

Исследования особенностей механизма распространения усталостной трещины в исследованных материалах показали, что в отличие от крупнозернистых металлических материалов, в которых стабильное распространение усталостной трещины связано с пластичным бороздчатым рельефом поверхности разрушения (рис. 10, а), в случае СМК материалов наблюдается межзеренное разрушение, а также разрушение по механизму хрупкого бороздчатого рельефа и вторичного растрескивания вдоль бороздок (рис. 10, б).

Заключение

Ранние исследования по изучению влияния предварительной пластической деформации и размера на усталостную прочность титана показали, что предварительная пластическая деформация может снижать долговечность при малоциклового усталости. В области многоциклового усталости на долговечность и уровень предела выносливости после предварительной деформации влияет степень предварительной деформации и вид усталостного нагружения. Сильно также на характеристики усталостной прочности влияет среда и температура испытаний. Циклическая трещиностойкость снижается при уменьшении размера зерна.

Рассмотрение литературных данных по характеристикам циклической прочности титана и его сплавов после интенсивной пластической деформации по технологии РКУП показывает, что эта технология позволяет существенно повысить не только статические механические прочностные свойства, но и характеристики многоциклового усталости (долговечность и предел усталости). Характеристики малоциклового усталости СКМ – титана из-за достаточного запаса циклической пластичности практически не ухудшаются по сравнению с его крупнозернистым аналогом. Это достигается в основном за счет уменьшения размера зерна и механизмов дислокационного упрочнения. Однако снижение пластичности после РКУП приводит к повышению чувствительности к концентраторам напряжений и снижению характеристик циклической трещиностойкости. Зависимость механических харак-

теристик от размера зерна подчиняется уравнению Холла-Петча. У СМК титана наблюдается более интенсивное циклическое упрочнение по сравнению с крупнозернистым материалом. В СМК – титане крупномасштабные полосы сдвига в процессе циклического деформирования не наблюдаются, а зарождение поверхностных усталостных микротрещин происходит по границам зерен.

Список литературы

- Hempel M. Dauerfestigkeitsuntersuchungen an Reintitan / Hempel M., Hillnagel E. // Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1962. – Vol. 33. – N 8. – P. 567–581.
- Golland D. I. Some effects of prior deformation and annealing on the fatigue response of α -titanium / Golland D. I., Beevers C. J. // J. Less. – Common Metals, 1971. – Vol. 23. – N 1. – P. 53–60.
- Dickson J.I. Cyclic Behavior and Delayed Softening of Commercial Purity Titanium / Dickson J.I., Ducher J., Plumtree A. // Metallurgical Transactions A, 1976. – Vol. 7A. – N 10. – P. 1559–1565.
- Иванова В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М. : Металлургия, 1975. – 455 с.
- Ратнер С. И. Разрушение при повторных нагрузках / С. И. Ратнер. – М. : Государственное издательство оборонной промышленности, 1959. – 352 с.
- Черняк Н. И. Механические свойства стали в области малых пластических деформаций / Н. И. Черняк. – М. : Изд-во АН УССР, 1962. – 104 с.
- Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М. : ИКЦ «Академкнига», 2007. – 393 с.
- In : Proc. of the Fourth Conference on nanostructured materials (NATO-98) / [Zhernakov V. S., Latysh V. V., Stolyarov V. V. etc.] – Stockholm, 1998. – 609 p.
- Деформационное поведение и разрушение при циклическом нагружении титановых сплавов, подвергнутых равноканальному угловому прессованию / [Кашин О. А., Дударев Е. Ф., Колобов Ю. Р. и др.] // Физическая мезомеханика. – 2004. – Спец. вып. – Ч. 2. – С. 111–114.
- Эволюция структуры и механических свойств наноструктурного титана при термомеханических обработках / [Кашин О. А., Дударев Е. Ф., Колобов Ю. Р. и др.] // Материаловедение, 2003. – № 8. – С. 25–30.
- Kim W.-J. Fatigue strength of ultrafine – grained pure Ti after severe plastic deformation / Kim W.-J., Hyun C.-Y., Kim H.-K. // Scr. Mater. – 2006. – 54, №10. – С. 1745–1750.
- Mechanical Properties of Severely Plastically Deformed Titanium / [Zeipner L., Zehetbauer M., Mingler B. etc.] // Proceedings of the Conference «Nanomaterials by Severe Plastic Deformation-NANOSPD2», December 9–13, 2002, Vienna, Austria. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, 2002. – P. 810–816.
- Локализация макродеформации в субмикроструктурном титане / [Данилов В. И., Зуев Л. Б., Болотина И. О. и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2008. – Т. 106. – № 3. – С. 322–328.
- Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Titanium Alloy with Submicrocrystalline Structure Produced by Severe Plastic Deformation / [Zhernakov S., Salishchev G., Galeev R. etc.] // Materials Transactions. – 2005. – Vol. 46. – N 9. – P. 2020–2025.
- Жеребцов С. В. Механические свойства субмикроструктурного титанового сплава ВТ6 / С. В. Жеребцов, Г. А. Салищев, Р. М. Галеев // Структура и свойства нанокристаллических материалов : сб. науч. тр. Екатеринбург: УрО РАН. – 1999. – С. 195–203.
- Cycling of ultrafine – grained Ti-6Al-4V alloy : microstructural changes and enhanced fatigue limit / [Saitova L. R., Huppel H. W., Guken M. etc.] // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation IV. Part 2 (Selected, peer reviewed papers from the 4th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Goslar, Germany, August 18–22, 2008. Edited Yuri Estrin and Hans Jurgen Maier). Trans tech publications Ltd, Switzerland – UK-USA. – 2008. – P. 827–832.
- Nanostructured SPD Processed Titanium for Medical Implants / [Valiev R. Z., Semenova I. P., Jakushina E. etc.] // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation IV. Part 1 (Selected, peer reviewed papers from the 4th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Goslar, Germany, August 18–22, 2008. Edited Yuri Estrin and Hans Jurgen Maier). Trans tech Publication LTD, Switzerland-UK-USA, 2008. – P. 49–54.
- Якушина Е. Б. Влияние интенсивной пластической деформации на усталостные свойства длинномерных Ti прутков с ультрамелкозернистой структурой / Е. Б. Якушина, И. П. Семенова, Р. З. Валиев // Кузнечно-штамповое производство, 2008. – № 12. – С. 13–18.
- Owens J. P. The effect of prestrain on the cyclic behaviour of α - titanium / Owens J. P., Watson P., Plumtree A. // Mechanical Behavior of Materials. Proceedings of the 1971 International Conference on Mechanical Behavior of Materials, vol. II, The Society of Materials Science, Japan, 1972/ – P. 131–142.
- Усталость деформационно – упрочненного титана / [В. П. Северденко, В. В. Петренко, М. И. Калачев и др.] // Физика и химия обработки материалов, 1976. – № 4. – С. 89–92.
- Калачев Б. А. Механические свойства титана и его сплавов / Б. А. Калачев, В. А. Ливанов, А. А. Буханова. – М. : Металлургия, 1974. – 236 с.
- Turner N. G. Fatigue behaviour of titanium / Turner N. G., Roberts W. T. // Trans. AIME 242, 1968. – P. 1223–1230.
- Robinson J. L. The Effects of Load Ratio, Interstitial Content, and Grain Size on Low-Stress Fatigue-Crack Propagation in α -Titanium / Robinson J. L., Beevers C. J. // Metal Science Journal, 1973. – Vol. 7. – P. 153–159.
- Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Валиев Р. З., Александров И. В. – М. : Логос, 2000. – С. 239–243.
- Vinogradov A. Yu. Nanocrystalline Materials: Fatigue / Vinogradov A. Yu., Agnew S. R. // Encyclopedia of nanoscience and nanotechnology, New York : Marcel Dekker, 2004. – P. 2269 – 2288.
- Cyclic behavior of ultrafine – grain titanium produced by severe plastic deformation / [Vinogradov A., Stolyarov V. V., Hashimoto S. etc.] // Materials Science and Engineering A318, 2001. – P. 163–173.
- Hanlon T. Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys / Hanlon T., Tabachnikova E. D., Surech S. // International Journal of Fatigue, Issues 10–12, October-December 2005. – Vol. 27. – P. 1147–1158.
- Влияние равноканального углового прессования на ус-

талостную прочность титана и циркониевого сплава /
[В. Ф. Терентьев, С. А. Добаткин, С. А. Никулин и др.] //

Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 8. –
С. 26–33.

Одержано 07.02.2011

Терентьев В.Ф. Вплив попередньої деформації та розміру зерна на втомну міцність титану та його сплавів (огляд)

Розглянуто вплив попередньої пластичної деформації (в тому числі й інтенсивної пластичної деформації) та розміру зерна на характеристики втомної міцності за кімнатної температури титану та його сплавів.

Ключові слова: титан та його сплави, розмір зерна, інтенсивна пластична деформація, втомна міцність.

Terentiev V. The prestrain deformation and grain size influence on fatigue strength of titanium and its alloys fatigue strength (the overview)

The influence of prestrain plastic deformation (including intensive plastic deformation) and grain size on titanium and its alloys fatigue strength characteristics is considered.

Key words: titanium and its alloys, grain size, intensive plastic deformation, fatigue strength.

УДК 669.017

Д-р техн. наук А. Д. Коваль, д-р техн. наук М. Н. Брыков,
А. Е. Капустян, Д. Н. Тимофеев

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ НИЖНЕГО БЕЙНИТА В СТРУКТУРЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Представлены результаты эксперимента по формированию структуры нижнего бейнита в стали типа 120Г3 при температуре изотермической выдержки 200 °С. Время до начала бейнитного превращения при данной температуре составляет $5 \cdot 10^5$ с (5,8 суток). Уже через 10^6 с макротвердость стали увеличивается с HV 260 до HV 540. Микротвердость участков бейнита достигает H_{50} 650 (~ 55 HRC).

Ключевые слова: высокоуглеродистые стали, изотермическая выдержка, нижний бейнит, кинетика образования, твердость.

Надежность деталей машин и конструкций в условиях действия нагрузок различной динамики и локализации определяется способностью материалов сопротивляться разрушению, т.е. зарождению и распространению трещин. На ранних этапах понимания природы разрушения основной характеристикой материала, отвечающей за надежность изделия в эксплуатации, считали статическую прочность при однократном нагружении. Обширный опыт катастроф ответственных сооружений привел к необходимости более глубокого рассмотрения механизма разрушения и нахождения дополнительных характеристик материалов, определяющих пределы их безопасной эксплуатации.

К настоящему времени сформировалось самостоятельное научное направление – механика разрушения материалов. В ее основе лежит постулат о том,

что любое реальное тело содержит, по крайней мере, одну трещину. На стадии роста под влиянием внешних нагрузок трещина относительно медленно увеличивается до некоторой критической длины, после чего наступает стадия быстрого распространения трещины, что вызывает якобы внезапное самопроизвольное разрушение детали.

Широко распространены методы обработки, повышающие сопротивляемость материалов образованию трещин. К этим методам относятся различные варианты упрочнения: холодная пластическая деформация, закалка на мартенсит, дисперсионное упрочнение (старение пересыщенных твердых растворов), термомеханическая обработка. Эти методы позволяют значительно повысить механические характеристики – предел прочности, предел текучести и предел усталости.

Однако увеличение прочности, как правило, свя-

зано с потерей пластических свойств материалов и, как следствие, приводит к снижению способности сопротивляться распространению трещины, т.е. второй стадии разрушения. В связи с этим методы повышения прочности с одновременным сохранением пластичности всегда оставались актуальными.

Измельчение структурных составляющих – один из таких методов. Относительно простым технологическим способом практической реализации этого метода в случае сплавов на основе железа является диффузионное превращение аустенита в мелкодисперсную феррито-перлитную смесь, а также изотермическая закалка. Продукты диффузионного превращения максимально переохлажденного аустенита (сорбит, троостит) обладают повышенной прочностью в сравнении с отожженной сталью при сохранении пластичности. Продукт изотермической закалки – бейнит – характеризуется еще большим измельчением структуры. Причем, чем ниже температура превращения, тем выше прочность и сопротивляемость распространению трещины. Бейнитное превращение происходит по смешанному механизму, когда диффузионное перераспределение углерода предшествует сдвиговому фазовому превращению. Поэтому нижней температурной границей протекания бейнитного превращения является температурный порог диффузии углерода в аустените, который составляет примерно 150 °C [1].

Таким образом, бейнитное превращение, проведенное при 150–200 °C, должно приводить к максимально возможному измельчению структуры. Анализ литературных данных показывает, что при этом достигается твердость HV 650–670, предел прочности 2500 МПа и вязкость разрушения 30–40 МПа·м^{1/2}. Такие свойства достигаются благодаря измельчению пластин бейнитного феррита до 20–40 нм [2].

Однако за достижение такого комплекса свойств приходится платить длительным временем выдержки при температуре изотермического превращения. Оценка времени выдержки до начала бейнитного превращения выполнена в работе [3]. Результат расчета температур начала мартенситного M_H и бейнитного B_H

превращений для аустенита состава Fe-2%Si-3%Mn в зависимости от содержания углерода показан на рис. 1, а [3]. Бейнитное превращение возможно при температурах ниже B_H и выше M_H . Следовательно, для проведения бейнитного превращения при температуре 150–200 °C содержание углерода в сплаве должно составлять 0,8...0,9 %. Расчетное время, необходимое для начала бейнитного превращения при температуре немного ниже B_H , показано на рис 1, б. Видно, что для аустенита с содержанием углерода 0,8...0,9 % бейнитное превращение при температуре немного ниже B_H (~200 °C) начнется через 10⁵...10⁶ с. При увеличении содержания углерода температура B_H снижается (см. рис. 1, а), что приводит к неприемлемому увеличению времени выдержки до начала бейнитного превращения (см. рис. 1, б).

Приведенные выше расчеты выполнены для аустенита с содержанием кремния 2 %. Кремний подавляет образование цементита, который, по мнению авторов работ [2, 3], способствует повышенной хрупкости нижнего бейнита. Таким образом, в результате бейнитного превращения получают феррито-аустенитную структуру.

Отрицательное влияние цементита на пластичность нижнего бейнита, возможно, преувеличено. Исследования свойств стали У8 после изотермической закалки в диапазоне температур 250...450 °C [4] иллюстрируют возможность получения феррито-цементитной структуры с пределом текучести, относительным удлинением и относительным сужением 1500 МПа, 4–5 % и 20–40 % соответственно. Мелкодисперсные выделения цементита длиной 0,20–0,40 мкм с межкарбидным расстоянием 0,10 мкм [4] внутри ферритных пластин нижнего бейнита должны создавать эффект композитного упрочнения без потери пластичности. Поэтому есть основания уменьшить содержание кремния в сплаве с изменением типа структуры с феррито-аустенитной на феррито-цементитную.

Кремний практически не влияет на коэффициент диффузии углерода в аустените и температуру начала мартенситного превращения M_H [1]. Поэтому сниже-

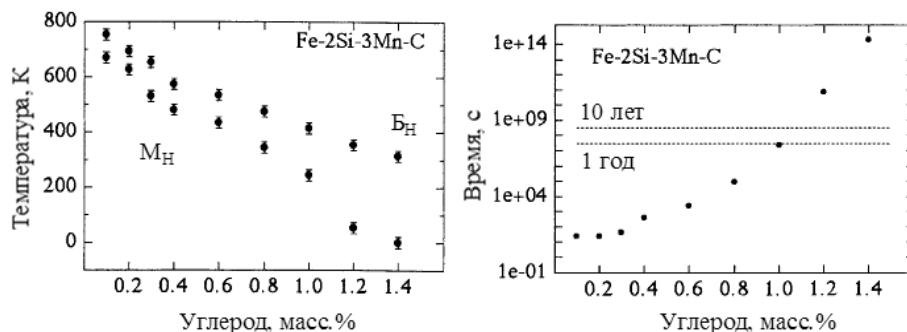


Рис. 1. Результаты расчета температурно-временных параметров распада аустенита состава Fe-2%Si-3%Mn-C [3]:

а – зависимость температуры начала мартенситного M_H и бейнитного B_H превращений от содержания углерода; б – зависимость времени до начала бейнитного превращения при температуре немного ниже B_H от содержания углерода

ние содержания кремния в сплаве не должно изменить зависимости температур M_n и B_n от содержания углерода (см. рис. 1, а). Например, температура M_n для аустенита состава 1,2 %C и 3 %Mn (без кремния) должна составлять – 180 °C.

Однако в соответствии с экспериментальными данными [1, 5 и др.] температура M_n для аустенита состава 1,2 %C и 3 %Mn составляет примерно 20 °C (~ 300 K). Не рассматривая причин столь существенного расхождения расчета с экспериментом, можно предположить, что температура B_n для аустенита состава 1,2 %C и 3 %Mn также значительно выше расчетной (см. рис. 1, а) и составляет 300...350 °C. Тогда появляется возможность проводить изотермическую закалку данного сплава при температуре около 200 °C, что потребует лишь $10^5...10^6$ с до начала превращения, а не $10^{10}...10^{11}$ с, как это следует из рис. 1, б.

Результаты экспериментального определения оценки времени бейнитного превращения аустенита состава 1,22 %C, 0,28 %Si и 3,6 %Mn [5] (рис. 2) подтверждают наши рассуждения. Интерполяция бейнитных кривых до температуры 200 °C показывает, что время до начала бейнитного превращения составит $(2...3) \cdot 10^5$ с (2...3 суток), а время до формирования 90 % бейнита – $(2...3) \cdot 10^6$ с (20...30 суток). Это время вполне приемлемо для проведения экспериментальной работы.

Интерес авторов к сплаву состава 1,2 %C и 3% Mn объясняется также его высокой износостойкостью при абразивном изнашивании после закалки из однофазной γ -области (~ 950 °C). В связи с тем, что температура M_n в данном случае составляет примерно 20 °C, аустенит предельно нестабилен при комнатной температуре и в процессе пластической деформации абразивом претерпевает γ - α превращение с упрочнением до HV1200-1300. Сочетание высокой чувствительности к деформационному превращению и повышенного содержания углерода обеспечивает предельно высокую износостойкость для металлической матрицы железоуглеродистых сплавов [6]. Таким образом, сплав с содержанием углерода и марганца

1,2 % и 3 % соответственно может служить универсальным материалом, пригодным как для износостойких деталей (закалка от 950–970 °C – аустенит, HV 220) и инструмента (закалка от 740–750 °C – мартенсит + аустенит, HV 740–800), так и для высокопрочных деталей конструкций (закалка от 950–970 °C – аустенит, нагрев до 150–250 °C, выдержка – нижний бейнит).

Цель настоящей работы заключалась в экспериментальном определении кинетики бейнитного превращения сплава состава 1,2 %C и 3 %Mn при температуре 200 °C и некоторых свойств полученного бейнита. Снижение температуры до 150 °C на первом этапе исследований нецелесообразно, поскольку может привести к непрогнозируемому увеличению времени эксперимента. Повышение температуры превращения до 250–300 °C связано с опасностью выделения первичных карбидов из аустенита (см. рис. 2) и резкому снижению твердости продукта превращения [3].

Образцы исследуемого материала сечением примерно 3x3 мм и длиной 5–10 мм вырезаны из средней части слитка диаметром 80 мм, полученного путем электрошлакового переплава. Исходный материал – сталь после индукционной выплавки, разлитая в песчаные формы. Химический состав стали после ЭШП следующий (масс. %): C-1,27; Mn-3,55; P-0,023; S-0,010; Cu-0,02; Cr-0,10; Si-0,35; Ni-0,07. Термообработку образцов перед изотермической выдержкой проводили по режиму: нагрев в воздушной атмосфере до 950 °C, выдержка 10 мин, охлаждение в воде до комнатной температуры. Твердость образцов после термообработки – HV 260.

Для проведения изотермической выдержки образцов использовали мини-печь с источником питания и контроллером для автоматического поддержания температуры (рис. 3).

Образцы выдерживали при температуре 200 °C заданное время, затем поочередно извлекали из печи и измеряли твердость. Зависимость твердости образцов от времени выдержки показана на рис. 4. Микроструктура образцов показана на рис. 5.

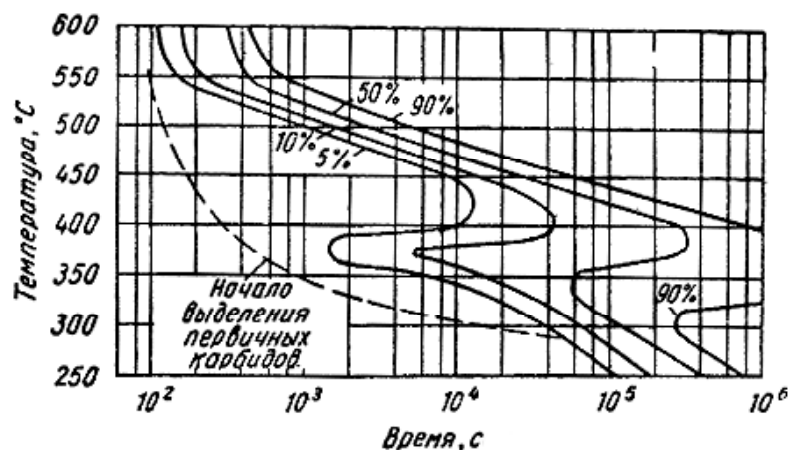


Рис. 2. Диаграмма изотермического распада аустенита состава 1,22 %C, 0,28 %Si и 3,6 %Mn [5]

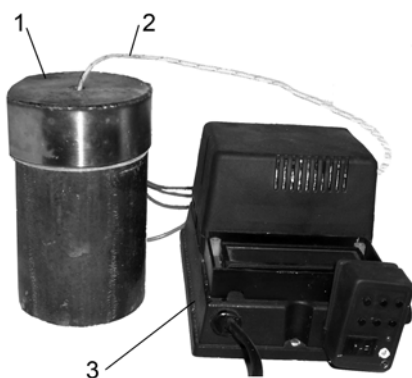


Рис. 3. Устройство для проведения изотермической выдержки:

1 – печь сопротивления; 2 – термопара ХК; 3 – источник питания в сборе с контроллером

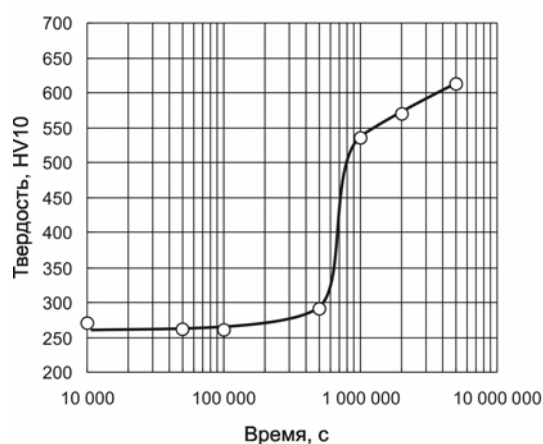


Рис. 4. Кривая изотермического превращения аустенита в бейнит при 200 °С для стали 120Г3

Структура стали после закалки от 950 °С (рис. 5, а) в основном аустенитная. Присутствие некоторого количества карбидов связано, вероятно, с недостаточно высокой температурой нагрева под закалку. В данном случае это не является дефектом структуры, т.к. отношение $(\% \text{Mn в растворе})/(\% \text{Mn в сплаве})$ при температуре 950 °С составляет примерно 0,9 [7], т.е. в аус-

тените после закалки содержится $\sim 3\% \text{Mn}$.

В соответствии с рис. 4, бейнитное превращение начинается через 5×10^5 с (5,8 суток). Через 2×10^6 с (23 суток) количество бейнита в структуре (темные поля) составляет около 50 % (см. рис. 5, б). Твердость образца – HV 570. После выдержки 5×10^6 с (58 суток) количество бейнита значительно увеличивается (см. рис. 5, в), соответственно увеличивается и твердость (HV 613).

Предельная твердость после завершения бейнитного превращения, т. е. при полностью бейнитной структуре, должна соответствовать микротвердости участков бейнита. Микротвердость образовавшихся участков бейнита (нагрузка 50 г) достигает $H_{\text{м}} 650$ независимо от образца (см. рис. 5, б и в).

Таким образом, в результате проведения работы установлена кинетика образования нижнего бейнита в сплаве состава 1,2 %С-3%Mn при температуре изотермического превращения 200 °С. Преимуществом сплава данного химического состава является возможность охлаждения с закалочного нагрева до комнатной температуры с сохранением аустенитного состояния. Дальнейший нагрев для проведения изотермического превращения можно проводить в обычных печах с воздушной атмосферой, что исключает необходимость использования специальных ванн для охлаждения сплава от температуры закалочного нагрева и выдержки при температуре изотермического распада. Содержание марганца на уровне 3% позволяет проводить сквозную закалку изделий сечением порядка 100 мм или проводить воздушную закалку изделий небольшого сечения. Приемлемое время бейнитного превращения позволяет практически использовать данную технологию с целью получения изделий, сочетающих высокую прочность с повышенным сопротивлением хрупкому разрушению.

Дальнейшие исследования могут быть направлены на определение оптимальной температуры бейнитного превращения с целью минимизации времени выдержки при сохранении достаточно высокого уровня механических свойств изделий.

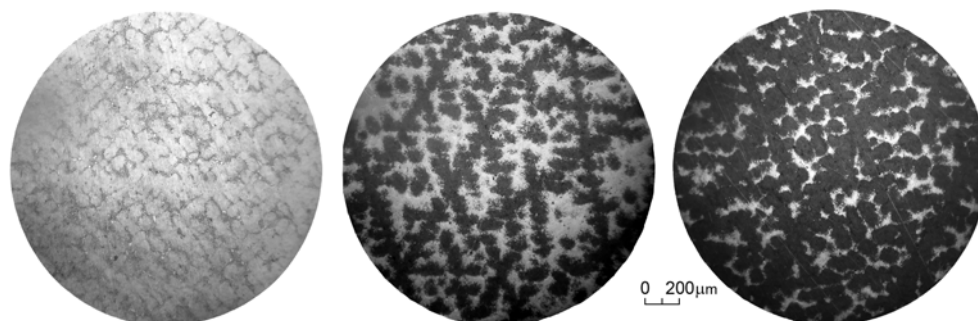


Рис. 5. Микроструктура образцов стали 120Г3 после закалки от 950 °С и выдержки при температуре 200 °С. Время выдержки:

а – без изотермической выдержки; б – 2×10^6 с; в – 5×10^6 с

Список літератури

1. Блантер М. Е. Теория термической обработки / М. Е. Блантер – М. : Металлургия, 1984. – 328 с.
2. Gabarello F. G. Very strong bainite / Gabarello F. G., Bhadeshia H. K. D. H. // Current opinion in solid state and materials science. – 2004. – N 8. – P. 251–257.
3. Garcia-Mateo C. Development of hard bainite / Garcia-Mateo C., Gabarello F. G., Bhadeshia H. K. D. H. // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43. – N 8. – P. 1238–1243.
4. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлургических сплавов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
5. Гудремон Э. Специальные стали : в 2-х т. / Гудремон Э. ; [пер. с нем.]. – М. : Металлургия, 1966. – 1274 с.
6. Брыков М. Н. Основы теории износостойкости железоуглеродистых сплавов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков // Problems of Tribology. – 2007. – № 2. – С. 46–56.
7. Сильман Г. И. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C-Mn и некоторые структурные эффекты в этой системе. Часть 1. Межфазное распределение марганца / Г. И. Сильман // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 2. – С. 11–15.

Одержано 15.11.2010

Коваль А.Д., Брыков М.М., Капустян О.Є., Тимофєнко Д.М. Дослідження кінетики утворення нижнього бейніту в структурі високовуглецевої низьколегованої сталі

Подано результати експерименту з формування структури нижнього бейніту в сталі типу 120Г3 при температурі ізотермічної витримки 200 °С. Час до початку бейнітного перетворення за цієї температури становить $5 \cdot 10^5 \sim 5,8$ діб). Вже через 10^6 с макротвердість сталі збільшується з HV 260 до HV 540. Мікротвердість ділянок бейніту досягає $H_{50} 650$ (~55 HRC).

Ключові слова: високовуглецеві сталі, ізотермічне гартування, нижній бейніт, кінетика утворення, твердість.

Koval A., Brykov M., Kapustjan A., Timofeenko D. Investigations of kinetics of lower bainite formation in high-carbon low alloyed steel

The results of experiment of lower bainite structure formation in 120Г3 steel with the 200 °C isothermal holding temperature are presented. There are $5 \cdot 10^5$ sec. (5,8 days) required to initiate transformation at given temperature. After 10^6 sec. macrohardness increases from HV 260 up to HV 540. Microhardness of bainitic areas reaches $H_{50} 650$ (~55 HRC).

Key words: high-carbon steels, isothermal conditioning, lower bainite, kinetics of formation, hardness.

УДК:669.431.6: 669.27: 669.275

О. А. Глотка, канд. техн. наук В. Л. Грешта, д-р техн. наук А. Д. Коваль

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПРИРОДА ВАЖКОТОПКОГО БРУХТУ ТА ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РОЗПОДІЛУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПО ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ

Розглянуто природу важкотопкого брухту та закономірності розподілу хімічних елементів по фазових складових. Установлено, що сплав відноситься до «важких» сплавів системи W-Ni-Fe з відповідною середньою концентрацією 95–3–2 % (мас.). Значна частка вольфраму знаходиться в твердому розчині на основі вольфраму, включення якого мають сферичну форму та рівномірно розташовані по об'єму. Нікель та залізо розташовуються на межах твердого розчину на основі вольфраму, що приводить до збільшення характеристики пластичності сплаву.

Ключові слова: важкотопкий брухт, розподіл хімічних елементів, фази, растровий електронний мікроскоп.

Використання важкотопких матеріалів у чистому вигляді в металургії є обмеженим у зв'язку з необхідністю впровадження спеціальних технологічних пристосувань, а властивості знаходяться на задовільному рівні (в більшості матеріалів). Тому раціонально виготовляти сплави на основі важкотопких елементів, які будуть мати добрі високотемпературні властивості та задовільні механічні властивості.

Одним з найбільш тугоплавких елементів є вольфрам, який виготовляється з порошків оксидів шляхом відновлення. В подальшому порошок спікають в штабіки з яких виготовляють проволоку, або використовують

для легування сталей. Іншим напрямком використання вольфраму є виготовлення за допомогою порошкової металургії сплавів, які поєднують різні механічні та фізичні властивості. До таких матеріалів відносяться порошкові сплави систем вольфрам-мідь, вольфрам-срібло, вольфрам-нікель, вольфрам-нікель-залізо, вони поєднують високу електро- і теплопровідність із зносостійкістю вольфраму і відносяться до групи «важких» сплавів з високою густиною. Їх використовують для виготовлення робочих частин рубильників, вимикачів, електродів для контактної зварки, роторів гіроскопів, радіаційних екранів, контейнерів для зберіган-

ня радіоактивних відходів, частин керма літаків, ракет з високою масою та ударних частин снарядів.

Метою роботи є виявлення природи ударних частин снарядів, які гіпотетично виготовляються з «важкого» сплаву та визначення розподілу елементів по фазових складових.

Матеріали та методика дослідження

Термін можливого зберігання виробів визначається швидкістю корозії корпусу і становить 20–30 років. По завершенні встановленого строку з метою запобігання передчасного виходу з ладу виробу підлягають утилізації із відокремленням ударних частин.

Конструктивні складові ударних частин снарядів має масу 1–1,5 кг з розмірами $\varnothing$ 50 та довжиною 100 мм. Орієнтовна кількість відходів важкотопкого брухту, яка отримується в рік на території України, становить 100 000 тон. Тому гостро постає задача вирішення питання утилізації важкотопкого брухту з найменшими матеріальними витратами та зміною технологічного процесу отримання легованих сталей та сплавів.

Відомо, що брухт містить значну частку вольфраму (більше 50 %) та домішки, кількість яких коливається в межах 10–20 % мас. [1]. Найбільш раціональним способом визначення хімічного складу важкотопкого брухту було обрано спектральний метод як відносно простий та швидкий. Але з великою точністю визначити кількість вольфраму в брухті неможливо, оскільки база еталонів майже до всіх спектрометрів обмежується 18 % мас., що характерно для інструментальної швидкорізальної сталі P18. Тому встановлення природи важкотопкого брухту та розподілу елементів по фазових складових і дослідження мікроструктури було проведено за допомогою електронної мікроскопії на растровому електронному мікроскопі PEM-106I, оснащеному системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу.

Аналіз мікроструктури важкотопкого брухту проходив при прискорювальній напрузі від 20 до 30 кВ та силі струму зонда від 10 μ A до 30 μ A у вторинних та відбитих електронах. Кількісний мікрорентгеноспектральний аналіз виконаний при напрузі 20 кВ з порівнянням отриманих спектрограм з еталонними, які записані в базу комп'ютера від еталонних матеріалів. Точність детектування елементів спектрометром знаходилася на рівні 0,1 % мас.

Зразки перед випробуванням механічно шліфували, полірували та травили в реактивах Марбл (100 мл HCl, 20 г CuSO₄, 100 мл H₂O) та Мураками (10 г NaOH, 10 г K₃[Fe(SN)₆], 100 мл H₂O) упродовж 5–8 секунд.

Результати дослідження та їх обговорення

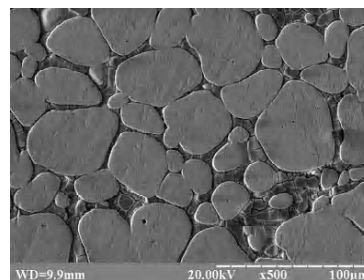
Мікроструктура дослідженого важкотопкого брухту характерна для сплавів, виготовлених порошковим методом, тобто притаманні певною мірою рівномірно розподілені сферичні вкраплення в матриці (рис. 1). При цьому виявлені окремі зони, в яких частка мат-

риці майже зводиться до мінімуму і сферичні зерна стикаються одне з одним. Таке схоплення викликано, ймовірно, коагуляцією вкраплень під час високотемпературного рідиннофазного спікання. В деяких зонах спостерігається підвищена кількість матриці, в середній частині якої виявлені грані сферичних вкраплень. На рис. 1, б добре видно, що світлі вкраплення мають практично сферичну форму зі змінним розміром від 10 до 100 мкм. На вкрапленнях спостерігається мікрорельєф, що нагадує гребені, які спрямовані в одному напрямку з певною періодичністю, а бокові стінки мають рівну та гладку поверхню.

Рентгеноспектральним мікроаналізом сферичних вкраплень (рис. 2, точка 1) визначено, що вони мають вольфрамову природу. Хоча примезові зони можуть мати комплексний склад і бути збагаченими на вольфрам, нікель та залізо. Відомо, що вольфрам є карбідотворювальним елементом і виявляє схильність до утворення інтерметалідів, отже, саме на границі можуть утворюватися вказані фази.

Аналіз складу матриці (рис. 2, точка 2) дає змогу стверджувати, що гіпотеза з приводу віднесення важкотопкого брухту до «важких» сплавів повністю підтверджується. Маємо середній хімічний склад, який притаманний саме для сплавів системи W-Ni-Fe. Проте частка нікелю та заліза в перехідних зонах міжфазних границь із наближенням зонда до вольфрамових вкраплень збільшується частка вольфраму в темних ділянках матричного розчину.

Для виявлення розподілу елементів та домішок на межі між матрицею та вкрапленнями було проведено дослідження розподілу по січній протяжності 21,3 мкм, яка перетинала дві фази (рис. 3). Зонд переміщувався дискретно по 25 точках з кроком 1 мкм, тобто довжина лінії сканування була дещо більшою (25 мкм).



а



б

Рис. 1. Мікроструктура важкотопкого брухту

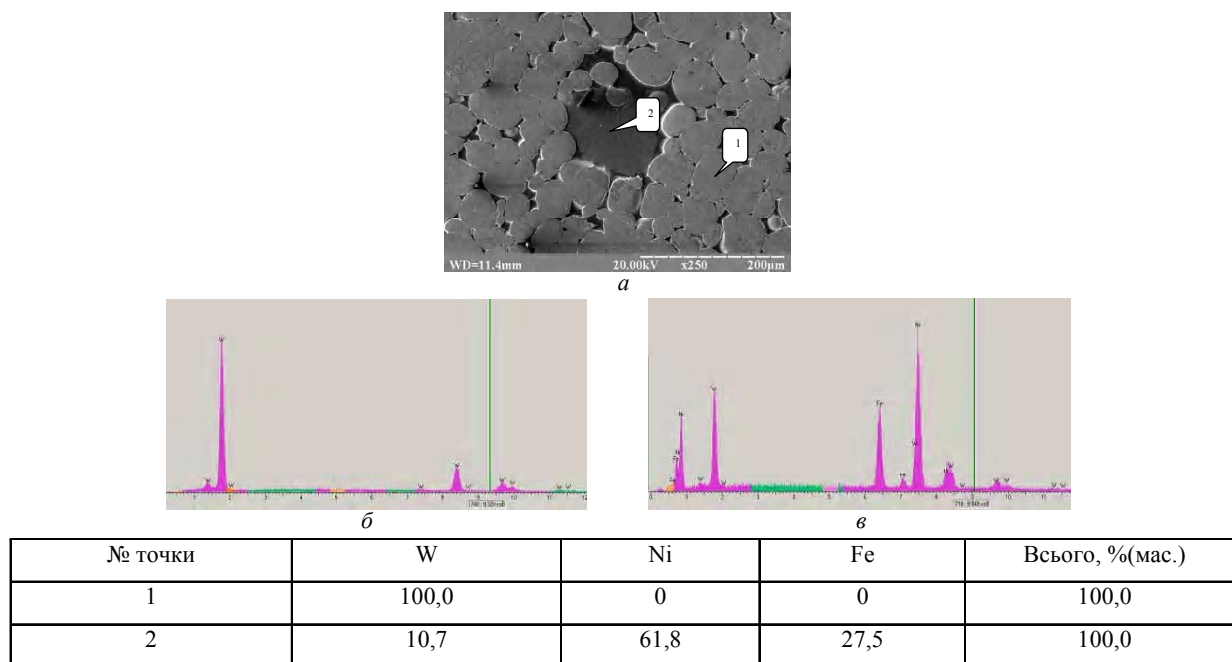


Рис. 2. Мікроструктура важкотопкого брукху з відміченими місцями аналізу (а), спектрограми від місць, що аналізуються, (б, в) та приблизний хімічний склад місць, що аналізуються (г)

Детальний аналіз результатів дослідження дає змогу стверджувати, що в примежових зонах спостерігаються зони з усередненим значенням легувальних елементів, тобто можлива присутність інтерметалідних з'єднань як на основі вольфраму, так і на основі заліза і нікелю. Карбідна фаза вздовж лінії сканування матриці та включення не виявлено, що пояснюється відсутністю вуглецю.

Шкідливі домішки, які частіше за все розташовуються сегрегаціями по границях зерен, не виявлені. Це може бути пояснено незначною чутливістю прилада, яка знаходиться на рівні 0,1 % (мас.). Хоча одночасно можна стверджувати і про незначну частку домішок у брукхті, які при витопленні лігатур будуть виведені в шлак та видалені з розплаву.

Для визначення середнього хімічного складу важкотопкого брукху використовувався метод сканування по площині шліфа 5×7 мм (площа була вибрана максимальна для фокусної відстані, з якої можливо отримати задовільний рівень інтенсивності рентгенівського випромінювання). Середній вміст легувальних елементів у важкотопкому брукхті становить W95,72-Ni2,93-Fe1,35 % (мас.), таким чином важкотопкий брукхт можна віднести до «важких» сплавів системи W-Ni-Fe (ВНЖ 95-3-2) з концентрацією, яка наближається до 95 % W, 3 % Ni та 2 % Fe(мас.).

Порівняння мікроструктури та розподілу хімічних елементів по фазових складових між важкотопким брукхтом та феровольфрамом марки ФВ70 (рис. 4) показує, що в феровольфрамі також існують вкраплення вольфраму з матрицею на основі заліза та перехідними зонами, де кількість вольфраму та заліза знаходиться на одному рівні, що може свідчити про існування інтерметалідів.

Але температура плавлення в ФВ70 (3089 К) значно нижча за температуру плавлення важкотопкого брукху (3473 К), що викликає підвищення енергії для розплавлення брукху, а отже, є невигідним і потребує певного доопрацювання. З метою зниження витрат на розплавлення використано переплавлення брукху на лігатури з вмістом вольфраму 30, 50 та 70 % (мас.) вольфраму, що призвело до зниження температури плавлення та зниження ліквідаційних явищ у виплавленій лігатурі.

Висновки

1. Встановлено, що в Україні щорічно утилізується до 100 тонн важкотопкого брукху з високою кількістю вольфраму;
2. Виявлено, що в матриці важкотопкого брукху окрім заліза та вольфраму, наявний нікель в розмірі 3 % (мас.), який є негативною домішкою для більшості сталей;
3. Встановлено, що мікроструктура та розподіл легувальних елементів важкотопкого брукху схожа на мікроструктуру феровольфраму марки ФВ 70;
4. Відсутність карбідної фази в структурі досліджуваного матеріалу позитивно позначається на технологічності виготовлення лігатур із зниженою кількістю теплоти на розплавлення;
5. Шкідливі домішки, які швидше за все виділяються по межах зерен, не виявлено, їхня концентрація знаходиться поза зоною чутливості прилада, тобто менше 0,1 % (мас.);
6. З метою зниження витрат енергії на розплавлення та розчинення важкотопкого брукху запропоновано виплавлення лігатур, які знизять температуру плавлення та покращать розподіл легувальних елементів по перетину виливка.

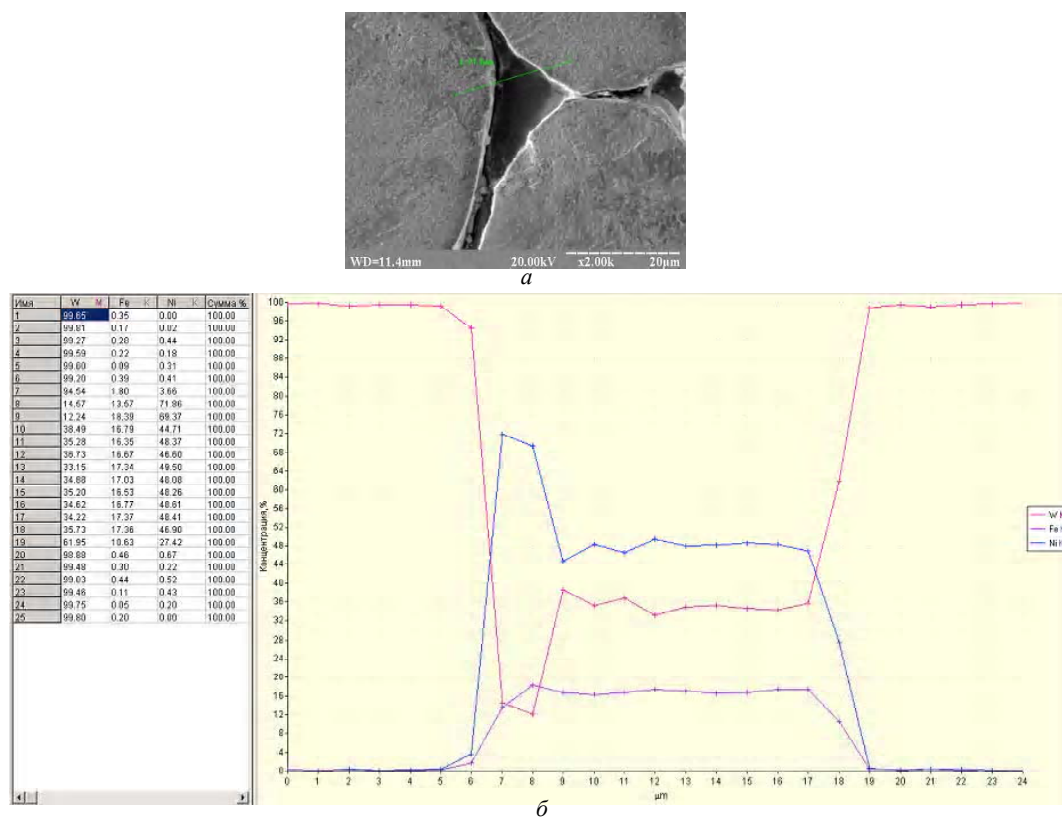
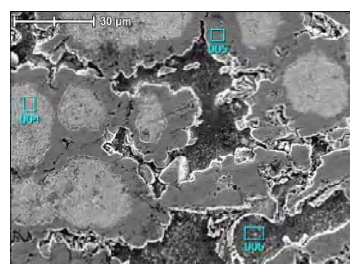
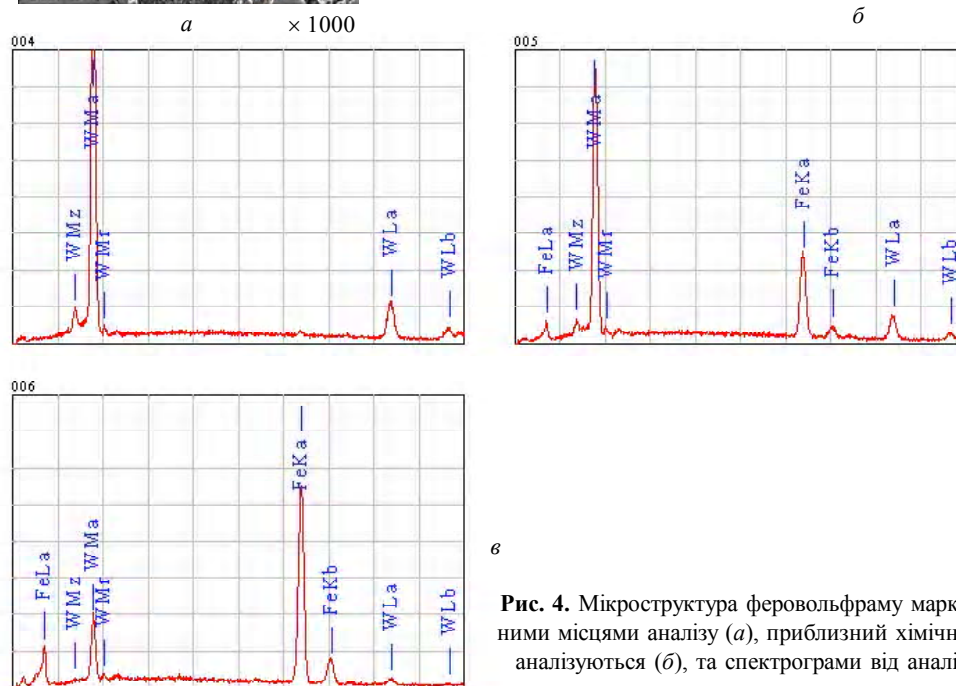


Рис. 3. Мікроструктура важкотопкого брухту з відміченою лінією сканування (а) та приблизний хімічний склад із графіком розподілу по точках сканування (б)



№ точки	Fe	W	Всього, %
004	0	100,0	100
005	47,47	52,53	100
006	89,15	10,85	100



б

Рис. 4. Мікроструктура феровольфраму марки ФВ 70 з відміченими місцями аналізу (а), приблизний хімічний склад точок, що аналізуються (б), та спектрограми від аналізованих точок (в)

Список літератури

1. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брукхту, що містить вольфрам / О. А. Глотка, А. Д. Коваль,

Л. П. Степанова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 17–20.

Одержано 10.02.2011

Глотка А.А., Грешта В.Л., Коваль А.Д. Природа тугоплавкого лома и установление закономерностей распределения химических элементов по фазовым составляющим

Рассмотрено природу тугоплавкого лома и закономерности распределения химических элементов по фазовым составляющим. Установлено, что сплав относится к «тяжелым» сплавам системы W-Ni-Fe с соответствующей средней концентрацией 95–3–2 % (масс.). Значительная часть вольфрама находится в твердом растворе на основе вольфрама и равномерно распределена по объему. Никель и железо размещаются по границам твердого раствора на основе вольфрама, что приводит к увеличению характеристики пластичности сплава.

Ключевые слова: тугоплавкий лом, распределение химических элементов, фазы, растровый электронный микроскоп.

Glotka A., Greshta V., Koval A. Nature of refractory scrap and finding laws of distribution on chemicals element phase components

The nature of melting scrap and laws of chemical elements distribution in the phase components was considered. It was established that the alloy belongs to the «hard» alloy system W-Ni-Fe with the corresponding average concentration of 95–3–2 % (by weight). A large portion of tungsten in solid solution based on tungsten, and is uniformly distributed over the volume. Nickel and iron are located along the boundaries of the solid solution based on tungsten, which leads to an increase in plasticity characteristics.

Key words: refractory scrap, distribution of chemical elements, phase, scanning electron microscope.

УДК 669.1.017:536.42

Канд. техн. наук О. Г. Сидоренко¹, канд. техн. наук И. П. Федорова¹,
А. П. Сухой¹, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий²

¹ Институт черной металлургии НАНУ, г. Днепропетровск,

² Национальный технический университет, г. Запорожье

О СУЩЕСТВОВАНИИ ЗАРОДЫШЕЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ УСТОЙЧИВОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ

Показано, что после достижения определенного стабильного размера остаточными объемами низкотемпературной фазы, поступивших при нагреве в температурную область устойчивого состояния высокотемпературной фазы, а также зародышами низкотемпературной фазы, образовавшимися при температурах этой же области, дополнительное как увеличение, так и уменьшение их размеров должно сопровождаться выделением теплоты. А так как это запрещено с позиции принципа Ле Шателье-Брауна, то такие объемы низкотемпературной фазы могут бесконечно долго существовать в равновесии с высокотемпературной фазой.

Ключевые слова: зародыши низкотемпературной фазы, области устойчивого состояния старой (новой) фазы, принцип Ле Шателье-Брауна.

В настоящее время известны предположения о возможности длительного существования зародышей низкотемпературной фазы в термодинамическом равновесии с высокотемпературной в области устойчивого состояния последней [1, 2]. Тем не менее преобладающим при этом является мнение о том, что образовавшиеся в высокотемпературной области зародыши

низкотемпературной фазы должны растворяться [3, 4]. Но в то же время ни первая, ни вторая из названных гипотез достаточных доказательств своей правоты не имеют.

Обоснование возможности длительного сосуществования объемов низкотемпературной фазы с высокотемпературной в области термодинамически устой-

чивого состояния последней выполняли с помощью методических приемов, предложенных в [5] для определения начальной величины зародыша низкотемпературной фазы, образующегося в переохлажденной высокотемпературной фазе. Основной особенностью этих приемов явилось то, что при сохранении предложения Гиббса [6] о раздельном учете энергетических затрат на формирование собственно объема зародыша и поверхности, отделяющей его от материнской фазы, был выполнен переход к использованию в качестве фактора, определяющего развитие зародыша новой фазы, теплоты фазового превращения, взамен ранее применявшейся в этом качестве убыли свободной энергии. Это обеспечило возможность применения для определения направления процесса принципа Ле Шателье-Брауна, благодаря чему был уточнен критерий, в соответствии с которым необходимо определять момент достижения зародышем фактической начальной величины. Таким критерием оказалось равенство абсолютных значений разного знака энергетических затрат на формирование собственно объема и окружающей зародыш поверхности.

В дополнение к предложенным в [5] уточнениям методики определения фактической величины зародыша новой фазы в настоящей работе способность зародышей (центров превращений) к росту или растворению оценивали в зависимости от изменений не полного, а только удельного теплового эффекта фазового превращения. Полный тепловой эффект Q_z представляет собой произведение двух независимых характеристик, одна из которых является удельным тепловым эффектом q_z , другая – объемом зародыша V_z :

$$Q_z = V_z \cdot q_z = a^3 \cdot q_z, \quad (1)$$

где a – длина ребра, например, кубического зародыша.

В уравнении (1) q_z представляет собой сумму отнесенных к единице объема частных тепловых эффектов от изменения собственно объема зародыша и площади поверхности. В зависимости от складывающегося при данном размере зародыша характера частных тепловых эффектов $q_{об.}$ и $q_{нов.}$ от изменений соответственно объема и поверхности зародыша полный удельный тепловой эффект превращения q_z может приобретать и положительные, и отрицательные значения. Объем же зародыша V_z всегда положителен. Данные о V_z и q_z обеспечивают возможность определения сопровождающего изменения размера зародыша полного теплового эффекта Q_z . Но способность зародыша к росту или растворению качественно определяет не масштабность эффекта, а характер сложившегося при данных размерах зародышей удельного теплового эффекта, что и является предметом данного исследования.

Рассмотрим изменения, которые могут происходить в системе при преодолении низкотемпературной фазой при нагреве критической температуры превращения T_0 . Так как при росте образовавшегося выше T_0

зародыша высокотемпературной фазы, т.е. при увеличении его объема и поверхности раздела с материнской низкотемпературной фазой, теплота только поглощается (+), то уравнение для сопровождающего этот процесс полного теплового эффекта запишется в следующем виде:

$$a^3 \cdot q_z = a^3 \cdot q_{об.} + 6 \cdot a^2 \cdot q_{нов.},$$

откуда удельный тепловой эффект при росте зародыша высокотемпературной фазы будет равен:

$$q_z = q_{об.} + \frac{6 \cdot q_{нов.}}{a}, \quad (2)$$

Но уравнение (2) применимо для определения удельного теплового эффекта только до тех пор, пока превращение низкотемпературной фазы в высокотемпературную не достигнет половины объема системы. Это связано с тем, что площадь поверхности раздела между растущим центром низкотемпературной фазы и окружающей его материнской фазой возрастает лишь до достижения полураспада исходной фазы. После этого площадь раздела начинает сокращаться, так как ее величину определяет объем находящейся теперь уже в меньшем количестве исходной фазы. А так как при сокращении площади раздела теплота за счет этого начинает высвобождаться, то для этого случая и знак перед вторым членом в уравнении (2) необходимо поменять на «-». Кроме того, если принять, что размерный параметр, к которому стремится a , составляет A , то изменение параметра убывающего объема распадающейся фазы после преодоления ею полураспада в соответствующих уравнениях должно записываться как $A-a$. Такая запись обеспечит возможность учета влияния поверхностной составляющей удельной теплоты превращения на полный удельный тепловой эффект в зависимости последнего от размера остаточных объемов низкотемпературной фазы при преобладании в системе объема высокотемпературной фазы.

При составлении уравнений, описывающих возможное развитие процессов при нагреве системы, можно также предположить вариант, при котором на каком-нибудь из этапов рост центров высокотемпературной фазы прекращается и начинается обратное превращение высокотемпературной фазы в низкотемпературную. В этом случае поглощение теплоты должно прекратиться и начаться ее выделение. Поэтому при составлении уравнения для этого случая и знак перед частным удельным эффектом $q_{об.}$ в уравнении типа (2) должен быть заменен на «-». Более того, если обратное превращение высокотемпературной фазы в низкотемпературную началось при преобладании в системе низкотемпературной фазы, то одновременно с уменьшением объема центров будет уменьшаться и площадь поверхности их раздела с низкотемпературной. А следовательно, и знак перед частным удельным тепловым эффектом $q_{нов.}$ должен быть «-», так как

теплота при этом должна выделяться. Если же предполагается обратный процесс начнет развитие при преобладании в системе высокотемпературной фазы, то площадь поверхности ее раздела с низкотемпературной фазой должна будет увеличиваться, так как объем центров последней увеличивается. Поэтому в составленном для последнего случая уравнении член $q_{нов.}$ должен иметь знак «+», так как теплота превращения при увеличении площади поверхности раздела поглощается. Кроме того, и учет влияния поверхностной составляющей на полный удельный эффект необходимо будет выполнять в зависимости от размерного параметра не уменьшающегося объема высокотемпературной фазы, а увеличивающегося низкотемпературной, то есть от изменения значения $A-a$.

Если предположить, что $q_{об.} = 1,0$ Дж/см³, а $q_{нов.} = 1,0$ Дж/см³, то в соответствии с изложенным выше уравнения, описывающие при нагреве системы процессы упростятся до следующего вида:

$$q_{3.1} = 1 + \frac{6}{a}; \quad (3)$$

$$q_{3.2} = 1 - \frac{6}{A-a}; \quad (4)$$

$$q_{3.3} = -1 - \frac{6}{a}; \quad (5)$$

$$q_{3.4} = -1 + \frac{6}{A-a}. \quad (6)$$

Уравнение (3) по содержанию идентично уравнению (2) и описывает изменения удельного теплового эффекта при росте зародышей высокотемпературной фазы; уравнение (4) описывает изменения в системе при продолжающемся превращении низкотемпературной фазы в высокотемпературную в условиях превы-

шения объема высокотемпературной фазы над объемом еще не распавшейся низкотемпературной; уравнение (5) описывает изменения при начавшемся обратном превращении центров высокотемпературной фазы в низкотемпературную при преобладании в системе объема последней; уравнение (6) описывает изменения при росте остаточных объемов низкотемпературной фазы в условиях превышения объемом высокотемпературной фазы объема низкотемпературной.

Изменения полного удельного теплового эффекта, отвечающие уравнениям (3)–(6), графически отражены на рис. 1. В соответствии с принципом Ле Шателье-Брауна, при нагревах не могут развиваться процессы, которые сопровождаются высвобождением теплоты. На рис. 1 этому соответствует выделенная штриховкой область отрицательных значений удельного теплового эффекта. Так что попадание в область отрицательных значений полного удельного теплового эффекта участков кривых для $q_{3.2}$, $q_{3.3}$, $q_{3.4}$ указывает на то, что соответствующие этому процессы при нагреве развиваться не могут.

Анализ приведенных на рис. 1 данных свидетельствует о существенных отличиях начальных и завершающих этапов фазовых превращений, развивающихся при нагреве и охлаждении. Так, в отличие от процессов при охлаждении [5], при нагреве начало превращения низкотемпературной фазы в высокотемпературную не ограничено необходимостью преодоления зародышами высокотемпературной фазы критического размера. С другой стороны, последние этапы превращения при нагреве отличает то, что образование высокотемпературной фазы за счет распада остаточных объемов низкотемпературной не может развиваться до полного расходования последней. Это связано с тем, что при превышении объемом высокотемпературной фазы объема низкотемпературной

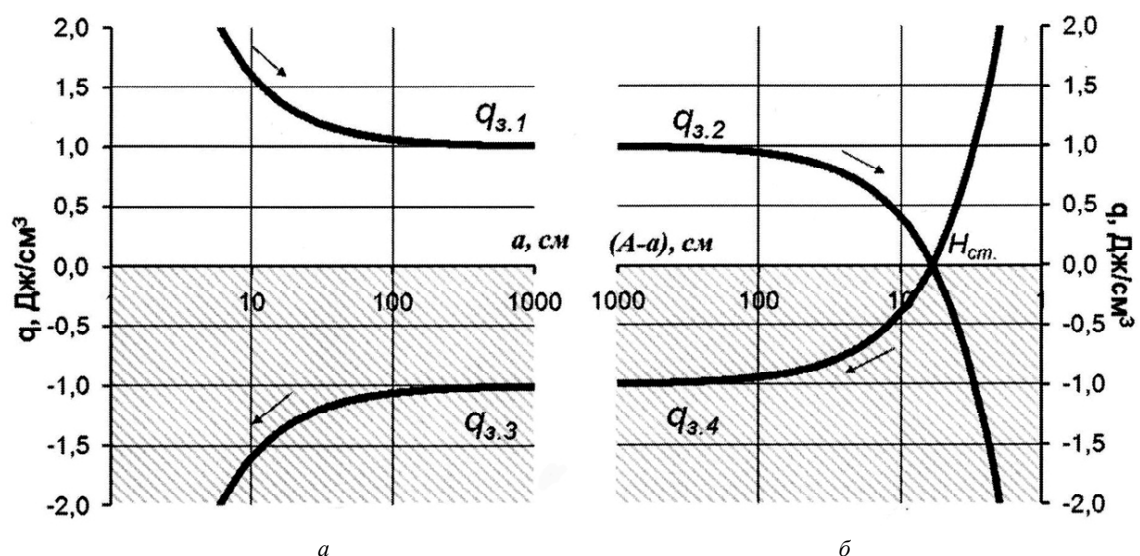


Рис. 1. Изменение удельного теплового эффекта при росте и растворении зародышей (центров) высокотемпературной фазы (а) и остаточных объемов низкотемпературной фазы (б)

одновременно с ростом количества теплоты, потребляемой продолжающим увеличением объемом высокотемпературной фазы начинается высвобождение теплоты за счет сокращения межфазной поверхности раздела. А так как и при продолжающемся уменьшении размеров остаточных объемов низкотемпературной фазы частный положительный удельный тепловой эффект от уменьшения собственно объема остается постоянным, а отрицательный от изменения площади поверхности раздела возрастает, то при некоторой величине остаточного объема, равной H_{cm} , они сравниваются, и если бы уменьшение остаточного объема продолжалось и далее, то при продолжающемся нагреве вместо поглощения системой теплоты должно было бы начаться ее высвобождение. А так как это с позиции принципа Ле Шателье-Брауна запрещено, то остаточные объемы низкотемпературной фазы, даже оставаясь длительное время при температурах устойчивого состояния высокотемпературной фазы, растворяться не могут.

Метод учета изменений удельного теплового эффекта для анализа развития фазовых превращений был применен и для оценки обоснованности известных предположений [3, 4] о способности низкотемпературных зародышей, образовавшихся при температурах стабильности высокотемпературной фазы, только к растворению. Последнее может быть выполнено с помощью следующих двух уравнений:

$$q_{e1} = -1 + \frac{6}{a}; \quad (7)$$

$$q_{e2} = 1 - \frac{6}{a}. \quad (8)$$

Уравнение (7) описывает изменения удельного теплового эффекта при росте зародыша низкотемпературной фазы; уравнение (8) – при его растворении. Так как рассматриваемые рост и растворение зародышей должны происходить в объеме устойчивой высокотемпературной фазы, то запрещенными процессами являются те, при развитии которых теплота выделяется. В связи с этим на рис. 2 штриховкой отмечена область отрицательных значений удельного теплового эффекта.

Характер описываемых уравнениями (7) и (8) кривых свидетельствует о том, что вопреки установившемуся мнению зародыши низкотемпературной фазы после образования в высокотемпературной области могут не только растворяться, но и подрастать. Растворению должны быть подвержены зародыши, получившие при образовании размеры большие, чем a_{cm} ; подрастанию – те из зародышей, которые при образовании приобрели размеры меньшие, чем a_{cm} . Но и уменьшение первых зародышей, и увеличение вторых может происходить только до тех пор, пока они не приобретают размер a_{cm} . После этого дополнительные изменения размеров зародышей происходить не могут, так как и увеличение, и уменьшение их размеров по отношению к a_{cm} должно сопровождаться высвобождением

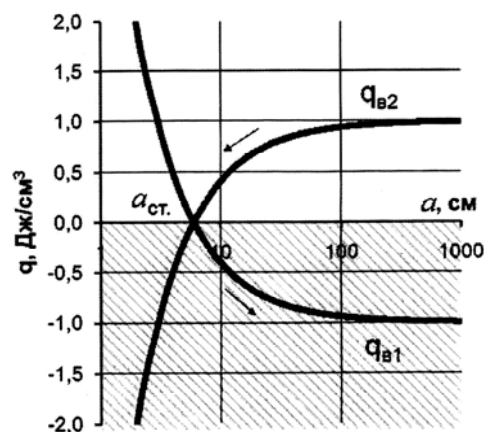


Рис. 2. Изменение удельного теплового эффекта при росте (q_{e1}) и растворении (q_{e2}) зародышей низкотемпературной фазы, образующихся в температурной области стабильного существования высокотемпературной фазы

теплоты, что исключено в соответствии с принципом Ле Шателье-Брауна. Отсюда следует, что зародыши низкотемпературной фазы с размерами, равными a_{cm} , могут бесконечно долго существовать в равновесии с высокотемпературной фазой в температурной области ее устойчивого состояния.

Очевидно, и остаточные объемы, распадавшиеся при нагреве низкотемпературной фазы, и образовавшиеся в высокотемпературной области зародыши той же низкотемпературной фазы, находившиеся в термодинамическом равновесии с высокотемпературной фазой, при достижении системой при охлаждении температуры фазового превращения могут становиться центрами этого превращения.

В заключении отметим, что к аналогичным выводам можно прийти и с позиций нарушения в системе термического равновесия при флуктуационном образовании зародышей с размером меньше a_{cm} , что требует для такого рода изменений вмешательства внешней среды [7]. Кроме того, в источнике [8] отмечается, что существуют определенные проблемные моменты, касающиеся особенностей зарождения (исчезновения) второй фазы из-за некомпенсированных избытков поверхностной энергии. Поэтому слишком малые объемы новой фазы не способны в термодинамическом плане к дальнейшему росту (или растворению), что и обеспечивает возможность их длительного существования в окрестности температурной точки фазового перехода.

Список литературы

1. Френкель Я. И. Введение в теорию металлов / Я. И. Френкель. – Л.: Наука, 1972. – 424 с.
2. Стеценко В. Ю. О зародышевании при затвердевании металлов / В. Ю. Стеценко, Е. И. Марцкевич. – Металлургия машиностроения, 2007, – № 1. – С. 32–37.
3. Тиллер У. А. Затвердевание / У. А. Тиллер // Физическое металловедение. – М.: Мир, 1963. – Т. II. – С. 155–225.

4. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах / Дж. Кристиан. – М. : Мир, 1978. – Ч. 1. – 806 с.
5. Сидоренко О. Г. Уточнение методики определения наименьшей величины реального зародыша новой фазы / О. Г. Сидоренко, И. П. Федорова, А. П. Сухой // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 88–92.
6. Гиббс Дж. В. Термодинамические работы / Дж. В. Гиббс. – М.-Л. : Гостехиздат, 1950. – 492 с.
7. Ольшанецкий В. Е. Об использовании парциальных химических потенциалов компонентов термодинамических систем при описании фазовых равновесий / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 34–39.
8. Уманский Я. С. Физика металлов / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков. – М. : Атомиздат, 1978. – 352 с.

Одержано 11.03.2011

Сидоренко О.Г., Федорова І.П., Сухой А.П., Ольшанецкий В.Ю. Про існування зародків низькотемпературної фази в температурній зоні стійкого стану високотемпературної фази

Показано, що після досягнення певного стабільного розміру залишковими об'ємами низькотемпературної фази, що надійшли при нагріванні в температурну зону стійкого стану високотемпературної фази, а також зародками низькотемпературної фази, що утворилися при температурах цієї ж зони, додаткове як збільшення, так і зменшення їхніх розмірів повинне супроводжуватися виділенням теплоти. А так як це заборонено з позиції принципу Ле Шательє-Брауна, то такі об'єми низькотемпературної фази можуть нескінченно довго існувати в рівновазі з високотемпературною фазою.

Ключові слова: зародки низькотемпературної фази, області стійкого стану старої (нової) фази, принцип Ле Шательє-Брауна.

Sidorenko O., Fedorova I., Sukhoy A., Ol'shanetskiy V. About existence of low temperature phase embryos in temperature area of the stable state of high temperature phase

It is shown, that after achievement of the certain stable size in residual volumes of low-temperature phase, acted at heating in temperature area of a steady condition of a high-temperature phase, and also germs low-temperature phase, formed at temperatures of same area, additional both the increase, and decrease of their sizes should be accompanied by heat evolution. Due to fact that it is forbidden from a position of a principle of Le Shatellier-Brown such low-temperature phase volumes can exist indefinitely long in balance with a high-temperature phase.

Key words: embryos of low temperature phase, old (new) phase stable state area, principle of Le Shatellier-Brown.

УДК 620:197:669.15

Д-р техн. наук. С. Б. Беліков¹, канд. техн. наук О. Е. Нарівський²¹ Національний технічний університет, м. Запоріжжя, ² ВАТ завод «Павлоградхіммаш», м. Павлоград

ВПЛИВ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ AISI 304 НА ЇЇ ПІТІНГОСТІЙКІСТЬ У ХЛОРИДОВІСНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

Встановлено, що пітінгостійкість сталі AISI 304 в оборотних водах не залежить від її механічних властивостей. Доведено, що у хлоридовісних середовищах з високим вмістом хлоридів відносно подовження та показник опору деформації сталі впливають на її електрохімічні показники та швидкість загальної корозії.

Ключові слова: пітінгостійкість, хлоридовісне середовище, механічні властивості, корозійностійка сталь, структура.

Вступ

При виробництві ємнісного і теплообмінного обладнання метал піддається пластичній деформації, яка змінює його механічні властивості. Відомо [1], що стійкість конструкційних матеріалів до локальної корозії у хлоридовісних середовищах знижується при їх деформації. При цьому стійкість конструкційних матеріалів до пітінгової корозії здебільшою визначають у хлоридовісних розчинах з високим вмістом хло-

ридів, наприклад у 6 % розчині FeCl₃ [2]. Однак вміст хлоридів у оборотних водах, які використовуються в технологічних циклах на підприємствах різних галузей промисловості, в основному, не перебільшує 600 мг/л. Відтак, метою досліджень є визначення впливу механічних властивостей корозійностійкої сталі AISI 304 на її стійкість до пітінгової корозії в хлоридовісних розчинах різної агресивності.

Методика досліджень

Зразки виготовляли із п'яти промислових плавок сталі AISI 304 (табл. 1). Пітингостійкість сталі оцінювали за критичною температурою пітингування (КТП) у хлоридовмісних розчинах із рН 4...8 та концентрацією хлоридів 350; 400; 500 550 і 600 мг/л. КТП сталі AISI 304 визначали раніше [3]. Додатково пітингостійкість сталі AISI 304 оцінювали за швидкістю корозії (K г/м²-год), за $\Delta\varphi$ -критерієм ($\Delta\varphi = \varphi_2 - \varphi_0$), де φ_2 – потенціал репасивації сталі у щілині, В; φ_0 – потенціал вільної корозії, В) та потенціалом φ_1 (потенціал активації сталі у щілині, В) [4]. Механічні властивості сталі (σ_b – тимчасовий опір розриву, МПа; $\sigma_{0,2}$ – умовна границя текучості, МПа; δ – відносне подовження, %) визначали згідно з ГОСТ 1497-75 на розривній машині Р50 для статичного випробування металів з похибкою вимірювання не більше ніж 1 %. Показник пластичності Π та показник опору деформації Мартена-Волеса Π_1 визначали за формулами (1), (2) [5]:

$$\Pi = \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_b}, \quad (1)$$

$$\Pi_1 = \frac{\sigma_b}{\sigma_{0,2}} \delta. \quad (2)$$

Аналітичні залежності між КТП; φ_0 ; φ_1 ; φ_2 ; $\Delta\varphi$ й K та механічними властивостями сталі AISI 304 (σ_b ; $\sigma_{0,2}$; δ ; Π ; Π_1) визначали кореляційним, дисперсійним і регресійним аналізом методом найменших квадратів [6].

Результати досліджень та їх обговорення

За результатами механічних випробувань встановлено, що σ_b змінювався від 607 плавки № 1 до 678 МПа плавки № 2. Крім того, плавка № 2 має найбільше значення показника пластичності та найменше – опору деформації Мартена-Волеса (табл. 2).

Плавка № 3 має найменшу пластичність за всіма показниками, але й майже найменше значення σ_b . При цьому виявлено, що плавка № 3 має найбільшу швидкість корозії у модельному хлоридовмісному розчині 86,64 г/м²-год, а плавки № 1, 4 найменшу – 47,65 та 43,37 г/м²-год відповідно [7]. Таким чином,

швидкість корозії сталі AISI 304 у модельному хлоридовмісному розчині більше залежить від її здатності до деформації, ніж від її міцності. Адже за результатами досліджень та кореляційного, дисперсійного і регресійного аналізу встановлено пряmlinіну аналітичну залежність $K = f(\delta)$ із коефіцієнтом кореляції -0,87 (3):

$$K = 434,56 - 6,53 \cdot \delta, \quad (3)$$

Значущість коефіцієнта кореляції між K та δ перевірено за t -критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,05. Глибина кореляції $r_2 = 0,84$ між розрахунковим значенням K (3) і експериментальним [7] є достатньою, щоб формулу (3) використовувати на практиці для прогнозування корозійних втрат сталі AISI 304.

Між швидкістю корозії (K) та показником деформації Π (2) пряmlinіною регресійною залежності не виявлено, оскільки коефіцієнт кореляції $r_1 = -0,49$ між цими величинами має значення, менше за критичне (0,61). Однак слід зауважити, що швидкість корозії також знижується, коли зростає параметр Π . Показано, що між K сталі AISI 304 та параметрами (σ_b , $\sigma_{0,2}$), які характеризують міцність сталі, пряmlinіною залежності не виявлено, але тенденція зв'язку між цими величинами залишилась аналогічною (табл. 3).

За результатами електрохімічних випробувань [4] кореляційного, дисперсійного і регресійного аналізу встановлено, що потенціал активації (φ_1) сталі AISI 304 пряmlinіною зсувається у додатний бік, коли зростає її відносне подовження (4):

$$\varphi_1 = -1,0011 + 0,0183\delta. \quad (4)$$

При цьому потенціал φ_1 зсувається у додатний бік на 18,3 мВ зі збільшенням відносного подовження на 1 %. Значущість коефіцієнта кореляції $r_1 = 0,72$ між φ_1 та δ перевірено за t -критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Глибина кореляції $r_2 = 0,71$ між розрахунковим значенням φ_1 (4) та експериментальним [4] є достатньою, щоб формулу (4) застосовувати для визначення потенціалу активації сталі AISI 304 у щілині (φ_1).

Також встановлено, що $\Delta\varphi$ -критерій сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині зростає, коли збільшується її відносне подовження δ (5):

$$\Delta\varphi = -0,782 + 0,0157\delta. \quad (5)$$

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі AISI 304 [3]

Плавка №	Вміст легувальних елементів, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	N	S	P
1	0,071	1,23	0,22	17,96	9,34	0,048	0,001	0,027
2	0,067	1,74	0,50	18,22	8,09	0,046	0,001	0,028
3	0,075	1,65	0,43	18,25	8,09	0,055	0,004	0,024
4	0,050	1,70	0,41	18,30	8,10	0,044	0,002	0,028
5	0,030	1,81	0,39	18,10	8,20	0,039	0,001	0,034

Таблиця 2 – Механічні показники сталі AISI 304

Плавка №	Механічні показники				
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Π	Π_1 , %
1	607	248	59,6	0,409	145,9
2	678	330	59,0	0,487	121,2
3	614	237	54,2	0,386	140,4
4	643	296	58,0	0,460	126,0
5	619	281	55,5	0,454	122,3

Значущість коефіцієнта кореляції $r_1 = 0,72$ між $\Delta\phi$ -критерієм та відносним подовженням δ сталі AISI 304 перевірено за t -критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Глибина кореляції $r_2 = 0,71$ між розрахунковим значенням $\Delta\phi$ (5) та експериментальним [4] є достатньою, щоб формулу (5) використовувати на практиці для визначення стійкості сталі AISI 304 до пітингової корозії. Аналіз перших похідних рівнянь (4) і (5) показав, що потенціал ϕ_1 сталі AISI 304 в 1,17 рази інтенсивніше зсувається у додатний бік, ніж зростає $\Delta\phi$ -критерій, коли зростає величина δ . Це зумовлено тим, що між потенціалами ϕ_2 , ϕ_0 та величиною δ сталі AISI 304 прямолінійної регресійної залежності не виявлено. Проте потенціал ϕ_2 сталі AISI 304 зсувається у додатний бік, а ϕ_0 у від'ємний, коли зростає величина δ (табл. 3). Між потенціалами ϕ_2 , ϕ_1 , $\Delta\phi$ -критерієм та показником опору деформації Π_1 виявлено низьку кореляцію (табл. 3). Проте між потенціалом вільної корозії (ϕ_0) сталі AISI 304 та показником Π_1 встановлено кореляційний зв'язок з критичним значенням коефіцієнта кореляції, а отже, можна встановити прямолінійну регресійну залежність (6):

$$\phi_0 = 0,058 - 0,003\Pi_1. \quad (6)$$

Регресійна залежність (6) маловартісна, але слід зауважити, що пітингостійкість сталі AISI 304 дещо зростає зі збільшенням показника опору деформації. Проте це зростання не є суттєвим, оскільки потенціал ϕ_0 зсувається у від'ємний бік на 30 мВ зі збільшенням показника Π_1 на 10 %.

Узагальнюючи вищезгадане і дані таблиці 3, можна зазначити, що корозійні втрати сталі суттєво залежать від її пластичності, а саме: чим більша пластичність сталі AISI 304, тим менші її корозійні втрати

Таблиця 3 – Коефіцієнти кореляції між потенціалами (ϕ) й швидкістю корозії (K) сталі AISI 304 та її механічними властивостями

Показники механічних властивостей	Потенціали (ϕ) й швидкість корозії (K)				
	ϕ_0	ϕ_1	ϕ_2	$\Delta\phi$	K
Π_1 , %	-0,61	0,22	-0,52	-0,37	0,13
Π	0,39	0,14	0,56	0,07	-0,49
δ , %	-0,32	0,72	0,17	0,72	-0,87
$\sigma_{0,2}$, МПа	0,23	0,20	0,39	0,17	-0,43
σ_b , МПа	-0,07	0,27	0,06	0,33	-0,29

у хлоридовмісних розчинах з великим вмістом хлоридів. Пітингостійкість сталі AISI 304 у хлоридовмісних розчинах з високим вмістом хлоридів також залежить від пластичних властивостей сталі AISI 304 і вона зростає зі збільшенням її відносного подовження. Щоб визначити, як вищезгадані показники механічних властивостей сталі AISI 304 впливають на її корозійну стійкість у хлоридовмісних розчинах, проведено кореляційний та регресійний аналіз між параметрами δ ; Π ; Π_1 (табл. 2) та вмістом хімічних елементів, які входять до складу сталі AISI 304 (табл. 1), середнім діаметром зерна аустеніту, об'ємом оксидів в сталі і середньою відстанню між ними [7]. Між відносним подовженням (δ) сталі AISI 304 та середнім діаметром зерна аустеніту, об'ємом оксидів у сталі і середньою відстанню між ними встановлено дуже низьку прямолінійну кореляцію з коефіцієнтами кореляції 0,28; 0,24 та 0,21 відповідно. Отже, відносне подовження сталі AISI 304 не залежить від розміру зерна аустеніту та розміру і об'єму оксидів титану. Крім того, встановлено, що відносне подовження сталі AISI 304 також не залежить від вмісту у ній вуглецю, мангану, силіцію, хрому, нікелю, азоту і фосфору, оскільки коефіцієнти прямолінійної кореляції між цими величинами відповідно становлять 0,22; -0,50; -0,17; -0,34; 0,54; -0,22; -0,02. Однак між відносним подовженням (δ) сталі AISI 304 та вмістом у ній сірки встановлено прямолінійну кореляцію з коефіцієнтом кореляції -0,71. Значущість коефіцієнта кореляції $r_1 = -0,71$ між цими величинами перевірено за t -критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Таким чином, запишемо прямолінійну регресійну залежність (7):

$$\delta = 59,49 - 1234,7S. \quad (7)$$

Згідно з (7) та даними (табл. 1) відносне подовження сталі AISI 304 знижується від 58,3 до 55,8 %, коли у ній зростає вміст сірки від 0,001 плавки 1; 2; 3 до 0,004 мас. % плавки 3. Найвірогідніше, відносне подовження сталі AISI 304 знижується зі збільшенням у ній вмісту сірки внаслідок її сегрегації межами зерен аустеніту, оскільки в неметалевих включеннях енергодисперсійним мікроаналізом сірку не виявлено [7]. До того ж, за даними [8] розчинність сірки у твердому розчині аустеніту до $5 \cdot 10^{-3}$ мас. %. Напевно, сірка також сегрегує границями аустенітної матриці з оксидами титану. Внаслідок цього потенціал активації сталі AISI 304 зсувається в додатний бік, коли знижується в ній об'єм оксидів титану та зростає середній діаметр зерна аустеніту [7]. Враховуючи, що потенціал активації (ϕ_1) сталі AISI 304 зсувається у додатний бік зі зростанням відносного подовження (4), можна визначити, як сірка, розчинена у твердому розчині аустеніту, сприяє пітингуванню сталі біля оксидів титану. А саме: іони сірки S^{2-} , як і хлорид-іони, сприяють активації сталі біля оксидів титану, крім того сірка, яка сегрегована на межі фаз, блокує стік дислокацій, що збільшує їх густину в цих місцях.

Встановлено, що потенціал вільної корозії (ϕ_0) сталі AISI 304 прямолінійно зсувається у від'ємний бік, коли зростає її опір деформації (6). Щоб визначити механізми цього процесу, проведено кореляційний аналіз між показником опору деформації P_1 сталі AISI 304 та середнім діаметром зерна аустеніту, об'ємом оксидів титану й середньою відстанню між ними. Встановлено, що опір деформації P_1 сталі AISI 304 не залежить від вищезгаданих параметрів, оскільки коефіцієнти прямолінійної кореляції між ними дуже низькі -0,1; -0,3; -0,02. Проте доведено, що опір деформації P_1 сталі AISI 304 залежить від вмісту в ній хімічних елементів, які входять до її складу, оскільки коефіцієнти кореляції між P_1 сталі та вмістом у ній вуглецю, мангану, силіцію, хрому, нікелю, азоту, сірки і фосфору становлять 0,65; -0,85; -0,71; -0,47; 0,71; 0,71; 0,38; -0,64. Значущість коефіцієнтів кореляції між P_1 сталі AISI 304 та вмістом в ній мангану, силіцію, нікелю й азоту перевірено за t -критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, запишемо прямолінійні регресійні залежності між цими величинами (8)–(11):

$$P_1 = 199,1 - 41,8Mn; \quad r_1 = -0,85 \quad (8)$$

$$P_1 = 161,4 - 77,6Si; \quad r_1 = -0,71 \quad (9)$$

$$P_1 = 9,82 + 14,5Ni; \quad r_1 = 0,71 \quad (10)$$

$$P_1 = 68,6 + 1348,3N; \quad r_1 = 0,71 \quad (11)$$

Аналіз регресійних залежностей (8–11) показав, що аустенітотвірні елементи Ni та N сприяють зростанню опору деформації сталі AISI 304, а розкисники Mn та Si – навпаки. При цьому варто зазначити, що згідно з формулами (10), (11) та даними (табл. 1) зміна вмісту нікелю в сталі AISI 304 від 8,09 плавки 2, 3 до 9,34 мас. % плавки 1 сприяє зростанню її опору деформації лише на 1,25 %, а зміна вмісту азоту від 0,039 плавки 5 до 0,055 мас. % плавки 3 – на 21,6 %. Враховуючи, що нікель є основним аустенітотвірним елементом, можна припустити, що найвірогідніше азот сприяє зростанню опору деформації сталі не внаслідок гомогенізації аустеніту, а внаслідок блокування руху дислокацій дисперсійними частками, які утворює азот. Це також підтверджується тим, що манган, який є аустенітотвірним елементом, згідно з формулою (8), знижує опір деформації сталі AISI 304. Силіцій та манган знижують відносне подовження сталі (8), (9), внаслідок цього опір її деформації, згідно з формулою (2), знижується, коли знижується її відносне подовження. Крім того, встановлено, що σ_b сталі AISI 304 зростає зі збільшенням у ній вмісту вуглецю та силіцію (12), (13):

$$\sigma_b = 615,8 + 91,5C; \quad r_1 = 0,87 \quad (12)$$

$$\sigma_b = 552,3 + 204,9Si; \quad r_1 = 0,73 \quad (13)$$

Згідно з формулами (9), (13) та даними (табл. 1) зміна вмісту силіцію в сталі AISI 304 від 0,22 плавки 1 до 0,50 мас. % плавки 2 сприяє зростанню σ_b на 57,4 % та зниженню δ на 21,7 %. Відтак, опір деформації сталі

AISI 304 зростає зі збільшенням у ній вмісту силіцію. Це зумовлено дисперсним зміцненням сталі силікатами. Згідно з формулою (12) та даними (табл. 1), зміна вмісту вуглецю в сталі AISI 304 від 0,03 плавки 5 до 0,075 мас. % плавки 3 сприяє зростанню опору деформації сталі лише на 3,8 %. Таким чином, опір деформації сталі AISI 304 зростає, коли в ній збільшується вміст силіцію, азоту та зменшується вміст мангану. Вищезгадані міркування переконують, що потенціал вільної корозії (ϕ_0) сталі AISI 304 зсувається у від'ємний бік, коли зростає її опір деформації (6) внаслідок дисперсного зміцнення сталі дрібними силікатами і нітридами та збільшення її відносного подовження внаслідок зменшення вмісту мангану і сірки.

Між КТП сталі AISI 304 та її механічними властивостями (табл. 2) виявлено низький кореляційний зв'язок, оскільки коефіцієнт кореляції між цими величинами змінюється від 0,02 до 0,55 (табл. 4). Тільки у хлоридовмісних розчинах із рН 4,5 та концентрацією хлоридів 550;500 мг/л між КТП сталі AISI 304 та показником δ встановлено кореляційний зв'язок із коефіцієнтами кореляції $r_1 = -0,68$ та $r_1 = -0,67$. Відтак можна зазначити, що у вищезгаданих хлоридовмісних розчинах КТП сталі AISI 304 прямопропорційно знижується, коли зростає її відносне подовження (14), (15):

$$КТП = 80,7 - 0,55\delta \quad (14)$$

$$КТП = 81,1 - 0,46\delta \quad (15)$$

Прямолінійні регресійні залежності (16), (17) встановлено між КТП сталі AISI 304 та її показником опору деформації (P_1) у хлоридовмісних розчинах із рН 8 та концентрацією хлоридів 350 мг/л ($r_1 = 0,64$) і рН 7 та концентрацією хлоридів 400 мг/л ($r_1 = 0,61$):

$$КТП = 32,53 + 0,196 P_1 \quad (16)$$

$$КТП = 48,74 + 0,136 P_1 \quad (17)$$

Аналіз коефіцієнтів регресії регресійних залежностей (16;17) показав, що КТП сталі AISI 304 у цих хлоридовмісних розчинах зростає на 2; 1,4 °C зі збільшенням її опору деформації (P_1) на 10 %. Порівняння перших похідних регресійних залежностей (14), (15) та (16), (17) показало, що відносне подовження сталі AISI 304 втричі інтенсивніше впливає на пітінгостійкість сталі AISI 304, ніж показник її опору деформації. Взагалі, можна зазначити, що у хлоридовмісних розчинах з низьким вмістом хлоридів (оборотна вода) пітінгостійкість сталі AISI 304 не залежить від її механічних властивостей.

Висновки

У хлоридовмісних розчинах з високим вмістом хлоридів (3 % NaCl, 6 % Fe₃Cl) корозійні втрати сталі AISI 304 та її електрохімічні показники не залежать від показників її міцності ($\sigma_{0,2}$, σ_b) та показника пластичності δ . Проте корозійні втрати сталі AISI 304 пря-

мопропорційно знижуються зі зростанням її відносного подовження (δ). Встановлено, що потенціал ϕ_1 сталі AISI 304 зсувається у додатний бік, а $\Delta\phi$ критерій зростає, коли збільшується її відносне подовження. При цьому відносне подовження сталі прямопропорційно зростає, коли в ній знижується вміст сірки. Найвірогідніше, сірка, яка сегрегована межами аустенітної матриці з оксидами титану, сприяє зростанню густини дислокацій у цих місцях та утворює іони S^{2-} , які активують сталь AISI 304 у хлоридовмісному розчині. Встановлено, що потенціал вільної корозії (ϕ_0) сталі AISI 304 зсувається у від'ємний бік, коли збільшується її опір деформації. Доведено, що опір деформації сталі AISI 304 зростає зі збільшенням у ній вмісту азоту і силіцію внаслідок її дисперсного зміцнення та збільшення її відносного подовження внаслідок зниження у ній вмісту мангану. Встановлено, що в оборотній воді пітінгостійкість сталі AISI 304 практично не залежить від її механічних властивостей.

Список літератури

1. Гутман Э. М. Влияние деформации стали 12X18H10T на процесс питтингообразования / Э. М. Гутман., Е. В. Будимова, Б. Ю. Лукин // Заводская лаборатория. – 1974. – № 32. – С. 731–733.
2. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии (СТ СЭВ 6446-88) : ГОСТ 9.912-89. – [Действующий от 1989.10.25]. – М. : Издательство стандартов, 1989. – 18 с.
3. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів : матеріали VIII міжнародної конференції-виставки, м. Львів 8–10 червня 2006 р. – Львів : Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2006. – Т. 1. – 448 с. (Спецвипуск № 5).
4. Електрохімічний захист і корозійний контроль : спецвипуск журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів». – Северодонецький технологічний інститут Східноукраїнського національного університету, 2007. – 252 с.
5. Волес И. Показатель деформируемости и сопротивление деформации / И. Волес // Технология и оборудование кузнечно-штамповочного производства. – 1963. – № 35. – С. 1–7.
6. Данко П. Е. Высшая математика в упражнениях и задачах / П. Е. Данко, А. Г. Попов. – М. : Высш. шк., 1986. – 415 с.
7. Нарівський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах : дис. ... канд. техн. наук : 05.17.14 / Нарівський Олексій Едуардович. – Львів, 2009. – 209 с.
8. Фрейман Л. И. Взаимосвязь влияния легирующих элементов и сульфидных включений на пассивируемость и питтингостойкость нержавеющей сталей / Л. И. Фрейман, И. И. Реформатская, Т. П. Маркова // Защита металлов. – 1991. – Т. 27. – №4. – С. 617–625.

Одержано 11.03.2010

Беликов С.Б., Наривский А.Э. Влияние механических свойств стали AISI 304 на ее питтингостойкость в хлоридосодержащих средах

Установлено, что питтингостойкость стали AISI 304 в оборотных водах не зависит от ее механических свойств. Доказано, что в хлоридосодержащих средах с высоким содержанием хлоридов относительное удлинение и показатель сопротивления деформации стали, оказывает влияние на ее электрохимические показатели и скорость общей коррозии.

Ключевые слова: питтингостойкость, хлоридсодержащая среда, механические свойства, коррозионно-стойкая сталь, структура.

Belykov S., Narivs'kiy A. Influence of mechanical properties of steel AISI 304 on its resistance to pitting in chloride containing environments

It is set that resistance of steel AISI 304 pitting in circulating waters does not depend on its mechanical properties. It is well-proved that in chloride containing environments with high content of chlorides relative elongation and index of resistance deformations permanent influence on its electrochemical indexes and speed of general corrosion.

Key words: resistance to pitting, chloride containing environment, mechanical properties, stainless steel, structure.

Канд. техн. наук Т. А. Оприщенко¹, д-р техн. наук С. С. Дьяченко²,
канд. техн. наук Кузьменко Е. А.¹, канд. техн. наук А. И. Христофоров¹,
канд. техн. наук В. О. Костик¹

¹Национальный технический университет «ХПИ»,

²Национальный автомобильный университет; г. Харьков

РОЛЬ ПАРАМЕТРОВ ПЕРВОГО ОТПУСКА В ПОВЫШЕНИИ СТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТА ИЗ СТАЛИ Р6М5

Исследовано влияние температурно-временных параметров первого отпуска на структуру и свойства закаленной быстрорежущей стали Р6М5 после второго отпуска. Предложен принцип выбора температуры и выдержки при первом отпуске в зависимости от условий работы инструмента.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, стойкость режущего и штампового инструмента, отпуск, температурно-временные параметры, условия эксплуатации инструмента.

Введение

Применение быстрорежущих сталей высокой твердости и теплостойкости не ограничивается режущим инструментом. С внедрением в производство таких технологических процессов как холодная объемная штамповка быстрорежущие стали начали применять в качестве материала для штамповой оснастки. К материалу штампов, помимо высокой твердости и теплостойкости, предъявляется целый ряд дополнительных требований, которые определяются конкретными условиями работы инструмента.

Для определения критерия качества материала режущего или штампового инструмента необходимо знать условия его эксплуатации, характер разрушающих напряжений и причину выхода инструмента из строя. Режущий инструмент работает до определенного износа или затупления режущей кромки. Большинство пуансонов, как правило, также изнашивается [1], однако в случае пуансонов для обратного выдавливания глубоких полостей возможно разрушение от циклических сжимающе-растягивающих напряжений или изгибающих нагрузок [2]. Некоторые рабочие детали штампов холодного деформирования (матрица, выталкиватели, опоры) также выходят из строя вследствие появления усталостных трещин. То есть в каждом конкретном случае конструкционная прочность материала будет определяться либо уровнем твердости, либо пределом текучести при изгибе или растяжении, либо каким-то другим критерием.

Логично предположить, что один и тот же режим стандартной термической обработки стали Р6М5, который проводится в соответствии с требованиями ГОСТ 19265-73 (закалка и двукратный отпуск при 560 °С по 1 часу), не может удовлетворять различным требованиям, предъявляемым к разным видам инструмента.

Поскольку эта сталь подвергается многократному отпуску, исследования были начаты с изучения изме-

нений ее свойств при различных температурах и выдержках *первого* отпуска, а затем оценивалось влияние параметров *первого* отпуска на механические свойства после *второго* отпуска. Это позволило предложить принцип выбора режимов первого отпуска стали Р6М5 с учетом требуемого комплекса эксплуатационных свойств.

Материалы и методика проведения исследований

Выбор материала исследования объясняется тем, что сталь Р6М5 наиболее широко применяется в классе быстрорежущих сталей. Химический состав стали соответствовал ГОСТ 19265-73.

Закалку образцов диаметром 10 мм проводили от 1220 ± 5 °С в масле. Температуру первого отпуска варьировали от 350 °С до 700 °С, а время изотермической выдержки при каждой температуре – от нескольких секунд до 8 часов. Продолжительность нагрева до заданной температуры с учетом ее выравнивания по сечению определяли при помощи двух термопар, одну из которых приваривали к поверхности, а вторую размещали в центре образца. Температуру и время выдержки второго отпуска не изменяли. Они соответствовали стандартному режиму – 560 °С, один час.

После первого и второго отпуска измеряли значения твердости HRC, предела текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$ и предела прочности при изгибе σ_u .

Твердость определяли на приборе Роквелла (ГОСТ 9013-59) алмазным конусом по шкале С с нагрузкой 1471 Н по 5–6 измерениям.

Предел текучести при сжатии $\sigma_{0,2}^c$ оценивали согласно ГОСТ 25.503-97 на цилиндрических образцах типа III по шести замерам.

Предел прочности при изгибе σ_u измеряли по пяти замерам на образцах 6×6×175 мм с расчетной длиной 60 мм, согласно ГОСТ 14019-80, путем разрушения изгибающим моментом при нагружении сосредоточенной силой.

Период решетки определяли на установке ДРОН-3 в излучении Сг. Измерения проводили по линии (211) для α - фазы и (220) для γ - фазы.

Проводились также сравнительные производственные испытания опытных партий различных режущих и штамповых инструментов, термообработанных по разным режимам.

Обсуждение результатов исследования

Твердость стали Р6М5 после закалки в масле соответствовала 64–64,5 HRC.

На рисунке 1 кривой 1 представлено изменение твердости закаленной стали Р6М5 в процессе первого отпуска при 560 °С в зависимости от времени выдержки. На этой кривой можно выделить три характерных стадии. На стадии I происходит *первичное разупрочнение*, когда твердость по сравнению со значениями для закаленной стали (64–64,5 HRC) снижается до 62,5 HRC и в течение определенного времени сохраняется постоянной. На стадии II наблюдается *упрочнение*, и твердость достигает максимальных значений 66 HRC. Стадия III соответствует *вторичному разупрочнению*, при котором фиксируется снижение твердости до 64 HRC.

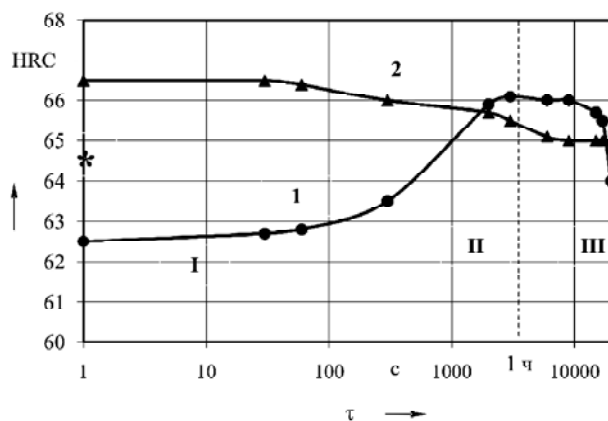


Рис. 1. Изменение твердости стали Р6М5 в зависимости от времени выдержки в процессе первого отпуска при 560 °С (кривая 1) и после второго отпуска (кривая 2) при 560 °С в течение 1 часа. На оси ординат отмечена твердость закаленной стали (*) (I, II, III – стадии первого отпуска)

Аналогичный характер изменения твердости наблюдается при всех исследованных температурах первого отпуска. Однако, чем ниже температура первого отпуска, тем продолжительнее стадия I и тем заметнее снижение твердости на стадии первичного разупрочнения. Так, длительность стадии I при температуре 560 °С составляет порядка 30 с; при 500 °С – до 5 мин (твердость снижается до 61,5 HRC); при 400–350 °С достигает 1 ч и более (твердость снижается до 59 HRC).

Из приведенных на рис. 1 данных следует, что стандартный режим первого отпуска (560 °С, 1 час) предполагает его завершение на стадии 2, для которой характерна самая высокая твердость 66 HRC.

На рисунке 1 кривой 2 представлено изменение твердости стали Р6М5 после второго отпуска при 560 °С в течение 1 часа. Как видно, максимальные значения твердости (66,5 HRC) получаются не после одночасовой выдержки в ходе первого отпуска, как это требует ГОСТ 19265-73, а после прерывания первого отпуска на стадии I. Если первый отпуск проводить по стандартному режиму (560 °С, 1 ч), твердость стали после второго отпуска не превышает 65,5 HRC. Характер изменения твердости после второго отпуска не меняется для всех исследованных температур первого отпуска, но снижение температуры первого отпуска до 450–500 °С дополнительно повышает твердость после второго отпуска до 67 HRC. Следует отметить, что возможность снижения температуры первого отпуска имеет важное практическое значение, так как позволяет добиться более равномерного прогрева и выравнивания температуры по сечению массивных заготовок и садки изделий.

На рис. 2 приведено изменение твердости, предела текучести при сжатии и предела прочности при изгибе после первого отпуска при температуре 560 °С, прерванного на разных стадиях (кривые 1), и после второго отпуска по стандартному режиму – 560 °С, 1 час (кривые 2). Как и следовало ожидать, $\sigma_{0,2}^c$ изменяется аналогично твердости и его максимальные значения после окончательного отпуска достигаются при прерывании первого отпуска на стадии I. Для σ_u наблюдается обратная зависимость – предел прочности при изгибе приобретает максимальное значение после прерывания первого отпуска на стадии III.

Обнаруженные закономерности позволяют управлять комплексом механических свойств в быстрорежущей стали Р6М5, меняя параметры первого отпуска. Для достижения максимального значения твердости и предела текучести при сжатии длительность первого отпуска следует ограничивать первой стадией, а для достижения максимальных значений предела прочности при изгибе – стадией III. И в том, и в другом случае параметры рекомендуемых режимов отпусков не соответствуют стандартному.

Для изучения структурных изменений, происходящих в закаленной стали при отпуске, были проведены рентгеновские и электронно-микроскопические исследования.

Сравнительный электронно-микроскопический анализ стали, отпущенной по стандартному режиму (двукратный отпуск в течение 1 часа при 560 °С) и после двукратного отпуска с прерыванием первого на стадии I (в дальнейшем будем называть его «новым»), показал следующее (рис. 3). И в первом, и во втором случае в структуре наблюдаются крупные и мелкие карбиды. При этом размер крупных карбидов практически одинаков, а мелкие карбиды во втором случае по размеру заметно однороднее и дисперснее (средний размер мелких карбидов уменьшился с 75 нм до 40 нм), общее их количество увеличилось, расположены они в матрице плотнее.

На рисунке 4 представлено изменение параметра решетки (d_{211}) мартенсита после стандартного и нового режимов отпуска. Как видно из приведенных данных, по мере развития процессов отпуска в ходе стандартного режима значение d_{211} уменьшается (кривая 1). При проведении отпуска по новому режиму первый нагрев, завершённый на стадии I, также уменьшает межплоскостное расстояние, однако последующий отпуск не изменяет значения d_{211} (кривая 2), и оно остается существенно больше величины d_{211} после стандартного режима. Это свидетельствует о том, что легированность α -раствора после нового режима отпуска остается более высокой, чем после стандартного.

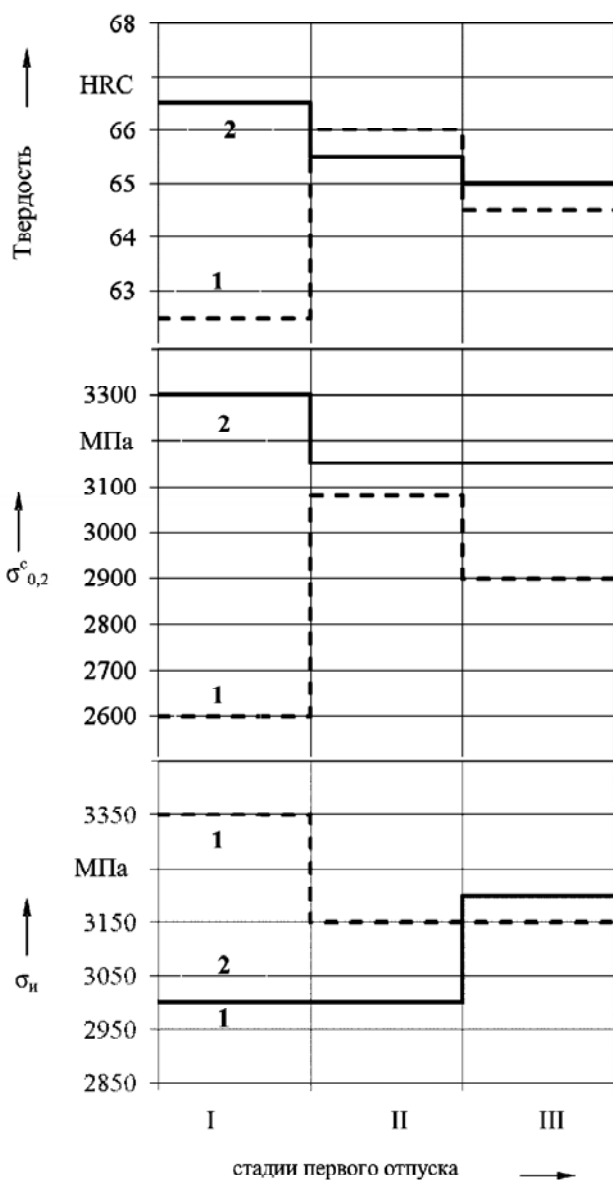


Рис. 2. Изменение твердости HRC, предела текучести при сжатии $\sigma_{0,2}$ и предела прочности при изгибе σ_u в зависимости от стадии завершения первого отпуска:

- 1 – первый отпуск при 560 °С;
- 2 – второй отпуск при 560 °С, 1 ч

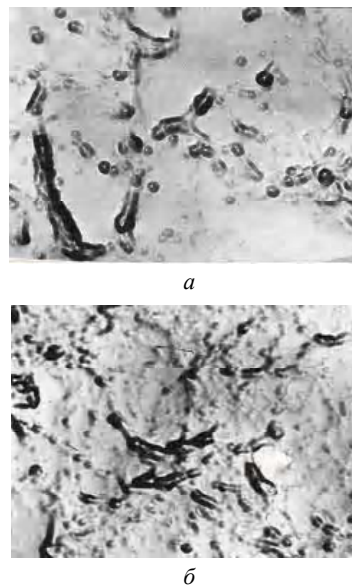


Рис. 3. Структура стали Р6М5 после стандартного (а) и нового (б) режимов термической обработки; $\times 40000$

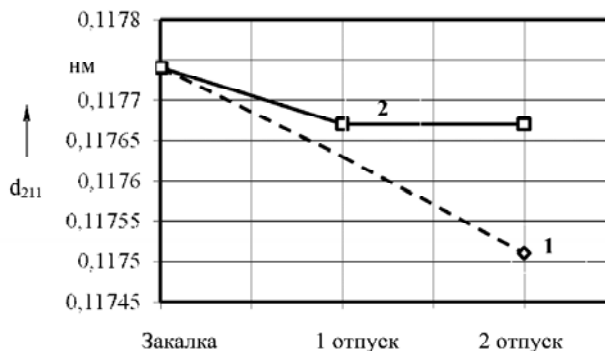


Рис. 4. Изменение межплоскостного расстояния d_{211} для стандартного (1) и нового (2) режимов отпуска

Увеличение степени легированности металлической матрицы и наличие большого количества мелких и равномерно распределенных карбидов должны привести к повышению теплостойкости стали [3], что и наблюдали на практике. Твердость стали Р6М5 после нагрева до 600 °С в течение 4 часов была выше на 1–1,5 HRC после отпуска по новому режиму.

Увеличение твердости при первом отпуске по стандартному режиму (стадия II) объясняется дисперсионным твердением и распадом остаточного аустенита. При этом протекают следующие процессы карбидообразования: выделение метастабильных ϵ -карбидов Fe_2C с гексагональной решеткой, когерентно связанных с матрицей [3, 4], образование стабильных карбидов Fe_3C , их коагуляция и последующее формирование и коагуляция легированных карбидов отпуска. Цементит либо образуется путем перестройки решетки ϵ -карбида, либо выделяется из твердого раствора, что сопровождается растворением частиц ранее образовавшегося и менее стабильного ϵ -карбида.

Включения цементита до начала выделения специальных карбидов успевают коагулировать, что приводит к уменьшению их количества в матрице. Наиболее вероятным механизмом образования специальных карбидов в быстрорежущих сталях считается механизм «in situ» [3], то есть специальные карбиды выделяются на готовых центрах кристаллизации (частицах цементита), повторяя распределение их в матрице.

Первичное падение твердости закаленной стали на первой стадии отпуска связано с обеднением металлической матрицы углеродом в ходе выделения ε -карбидов. Если прервать отпуск на стадии I и произвести охлаждение до комнатной температуры, будет зафиксирована структура с большим числом мельчайших ε -карбидов. Во время второго отпуска цементит, а затем и специальные карбиды будут выделяться на многочисленных дисперсных ε -карбидах, что приведет к получению структуры с более высокой плотностью распределения высокодисперсных карбидов в матрице. Это иллюстрирует микроструктура (рис. 3).

Чем дольше длится первый отпуск, тем большее развитие успевают получить процессы коагуляции цементита и тем крупнее будут специальные карбиды после второго отпуска.

Коагуляция карбидов сопровождается падением твердости. Этим объясняется снижение твердости на стадии вторичного разупрочнения при первом отпуске или после второго отпуска.

Более высокую степень легированности твердого раствора после нового режима отпуска можно объяснить с позиции работ А. Х. Коттрелла, развитых С. Т. Конобеевским, согласно которым выделение высокодисперсных карбидных частиц сдвигает равновесное состояние твердого раствора в сторону увеличения легированности мартенсита.

Опытно-промышленные испытания

Проведенные исследования позволили сделать важные выводы:

- если материал инструмента должен иметь высокие значения твердости и предела текучести при сжатии и теплостойкости, первый отпуск закаленной быстрорежущей стали необходимо прерывать на стадии I;
- если от материала инструмента требуется высокое сопротивление изгибающим нагрузкам, то первый отпуск следует завершать на стадии III.

Этот принцип выбора температурно-временных параметров отпуска был применен к термической обработке режущего и штампового инструмента для проведения опытно-промышленных испытаний. При испытании различного режущего инструмента (зенкеров, сверл, разверток, отрезных ножей) в качестве обрабатываемого материала брали мало- и среднеуглеродистые стали 45, 15X, 40X, 34XM, 36XGCA, а также нержавеющей стали 12X18H9T и X17H5M3.

Упрочняющая термическая обработка по новому режиму с завершением первого отпуска на стадии I

показала повышение стойкости исследуемого инструмента как минимум в 2–3 раза. Особенно заметный эффект был получен при резании трудно обрабатываемых нержавеющей сталей. Так, при обработке шпоночными фрезами стали 12X18H9T не только возросла вдвое их стойкость, но и заметно улучшилось качество обрабатываемой поверхности.

Была также исследована стойкость пуансонов из стали Р6М5 при двухпереходном процессе холодного выдавливания тормозной втулки велосипеда. На первом переходе пуансоны разрушаются от изгибающих нагрузок, а на втором выходят из строя из-за циклических сжимающе-растягивающих напряжений. Согласно разработанному принципу выбора температурно-временных параметров первого отпуска, для пуансонов первого перехода первый отпуск необходимо завершать на стадии III, а для пуансонов второго перехода – на стадии I. Для проверки этих положений пуансоны, обработанные по указанным режимам, были подвергнуты испытаниям в промышленных условиях. Стойкость пуансонов оценивали по количеству выдавленных деталей до их выхода из строя. Результаты испытаний показали, что стойкость пуансонов на первом переходе возросла в 1,6 раза, а на втором – в 2 раза.

Таким образом, изменение режима первого отпуска позволило значительно повысить стойкость как режущего, так и штампового инструмента, изготовленного из стали Р6М5. Естественно предположить, что разработанный подход к выбору параметров отпуска можно применять ко всему классу быстрорежущих сталей высокой твердости с карбидным упрочнением, корректируя температуру и продолжительность первого отпуска с учетом химического состава.

Выводы

1. Установлено, что при фиксированном режиме закалки главными факторами, определяющими свойства стали Р6М5 после второго отпуска, являются температурно-временные параметры первого отпуска.
2. Предложен принцип выбора температурно-временных параметров первого отпуска в зависимости от условий работы инструмента. Для инструмента, который должен иметь высокие значения твердости, предела текучести при сжатии и теплостойкости, первый отпуск закаленной быстрорежущей стали необходимо прерывать на стадии I. Для инструмента, от которого требуется высокое сопротивление изгибающим нагрузкам, первый отпуск следует завершать на стадии III.

Список литературы

1. Алиев А. А. Повышение качества пуансонов из стали X12 / А. А. Алиев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 3. – С. 38–40.
2. Разрушающие напряжения и термическая обработка пуансонов обратного выдавливания. / [В. А. Евстратов, Т. А. Оприщенко, А. И. Христофоров, С. С. Дьяченко] // Кузнечно-штамповочное производство. – 1995. – № 8. – С. 21–22.

3. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1983. – 527 с.

4. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов : учебник для вузов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 2003. – 297 с.

Одержано 22.02.2011

Опріщенко Т. А., Дяченко С. С., Кузьменко О.О., Христофоров А. І., Костік В.О.

Роль параметрів першого відпуску у підвищенні стійкості інструменту зі сталі Р6М5

Досліджений вплив температурно-часових параметрів першого відпуску на структуру та властивості загартованої швидкорізальної сталі Р6М5 після другого відпуску. Запропонований принцип вибору температури і часу витримки при першому відпуску залежно від умов роботи інструменту.

Ключові слова: швидкорізальна сталь, стійкість різального та штампового інструменту, відпуск, температурно-часові параметри, умови експлуатації інструменту.

Oprishchenko T., Dyachenko S., Kuzmenko O., Christoforov A., Kostik V. Role of the first tempering parameters in the increase of tool resistance from the high-speed steel P6M5

The influence of the first tempering time-temperature parameters on the structure and properties of the conditioning high-speed steel P6M5 after second tempering was investigated. The principle of choosing the first tempering temperature and holding time depending on the tool operating conditions is proposed.

Key words: high-speed steel, cutting and stamping tool resistance, tempering, time-temperature parameters, tool operating conditions.

УДК 533.924

Д-р техн. наук А. В. Ершов, С. В. Сейдаметов, канд. техн. наук И. М. Коцур,
д-р техн. наук Г. И. Камель

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ НА ЗОНДОВЫЕ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПЛОТНОЙ ПЛАЗМЕ АРГОНА

Предложена физическая модель влияния параметров температурного пограничного слоя плоского зонда, которая по-новому интерпретирует результаты зондовых измерений ионного тока в плазме высокого давления. Показано сопоставление аналитических зависимостей с результатами численного расчета.

Ключевые слова: ионизация, рекомбинация, амбиполярная диффузия, пограничный слой, парциальное давление, равновесная плазма.

Применение плазменных технологий для нанесения покрытий или модификации поверхности требует оптимизации режимов технологического процесса по плотности тока, температуре плазмы и другим рабочим параметрам состояния. Однако контроль параметров, в первую очередь температуры плотной плазмы, представляет сложную научно-техническую проблему. Значительный интерес представляют зондовые методы измерения параметров плотной плазмы, разработки которых непосредственно связаны с исследованиями процессов взаимодействия плазмы с поверхностью металла.

Метод зондовых измерений температуры электронов и концентрации ионов, разработанный для плазмы низкого давления [1], позволяет определить локальные параметры плазмы в точке контакта с поверхностью зонда. Если учесть, что в плазме низкого давления

столкновениями частиц можно пренебречь, то измеренные локальные параметры отражают состояние плазмы на значительном расстоянии от поверхности зонда, которое сопоставимо с длиной свободного пробега заряженных частиц.

В плазме высокого давления применение данного метода позволяет определить только параметры пристеночной кнудсеновской зоны, в которой концентрация частиц может отличаться на порядок величины от концентрации частиц в невозмущенной плазме. Причиной указанного отличия является возникновение диффузионного и температурного пограничных слоев в окрестности зонда, для которых характерно наличие термической и ионизационной неравновесности плазмы. Возникновение ионного тока термодиффузии связано с ионизационными процессами в пристеночной зоне разряда. Несмотря на актуальность, пробле-

ма в общем виде не решена. Существует метод расчета ионного тока при постоянной температуре плазмы, [2]. Однако этот метод применим при сравнительно малой толщине или отсутствии температурного пограничного слоя. Однако при наличии вязкого пограничного слоя толщины диффузионного и температурного пограничных слоев становятся соизмеримы и принятые допущения нарушаются.

Целью работы является разработка метода определения температуры плазмы атмосферного давления за пределами температурного пограничного слоя зонда по результатам измерения плотности ионного тока насыщения на зонд.

В качестве основного допущения принимается, что наиболее интенсивная ионизация происходит в отдаленной от анода высокотемпературной части температурного пограничного слоя, где плазма квазиравновесна. В пристеночной низкотемпературной части пограничного слоя, несмотря на значительную неравновесность плазмы, скорость рекомбинации ионов уменьшается и приводит к сравнительно небольшому, в пределах 20 %, снижению плотности ионного тока. Численные расчеты прианодной области подтверждают правомерность такого допущения [3].

Процессы диффузии ионов в пограничном слое зонда вызваны как неравномерностью распределения температуры при квазиравновесной концентрации ионов, так и процессами рекомбинации ионов на поверхности зонда. Если внешнее поле достаточно малое, то ионы, возникающие в ионизационной зоне, диффундируют к поверхности зонда где и рекомбинируют практически полностью. Уравнения для потоков диффузии и ионизационного равновесия были решены для случая постоянной температуры плазмы в приближении амбиполярной диффузии ионов, [2] когда пренебрегают влиянием разрядного тока на напряженность электрического поля и скорость диффузии ионов. Такое приближение оправдано в случае отрицательного падения потенциала между плазмой и зондом, когда внешнее электрическое поле заметно меньше внутреннего, созданного концентрационной неоднородностью плазмы. Полученное выражение для плотности ионного тока на зонд можно использовать для определения размеров диффузионной зоны:

$$j_i = 2eD_i \frac{dn_i}{dy} = en_{i0}^2 \sqrt{k_p D_i}, \quad (1)$$

где D_i – коэффициент диффузии ионов;

n_{i0} – их равновесная концентрация;

k_p – коэффициент рекомбинации при тройных столкновениях.

Оценим толщину диффузионного слоя – δ_δ , принимая градиент концентрации ионов постоянным:

$$\delta_\delta = \frac{2}{n_{i0}} \sqrt{\frac{D_i}{k_p}}. \quad (2)$$

Полученное выражение определяет толщину слоя, в котором происходит изменение концентрации ионов от равновесной величины – n_{i0} в столбе плазмы, до нулевого значения на поверхности электрода. Относительное изменение потоков ионов в слое на расстоянии – y от поверхности электрода можно оценить соотношением:

$$\frac{\Delta j_i}{j_i} = \frac{y}{\delta_\delta} = y \frac{n_i}{2} \sqrt{\frac{k_p}{D_i}}. \quad (3)$$

Как видно из (3), относительное изменение ионного тока зависит от уровня концентрации ионов – n_i на расстоянии – y от поверхности электрода. Из (3) следует, что вблизи поверхности электрода существует зона «замороженной» диффузии, в которой плотность ионного тока постоянна.

Толщину такой зоны можно определить, задавая допустимое относительное изменение ионного тока – $\Delta j_i / j_i$

$$y = \frac{\Delta j_i}{j_i} \frac{2}{n_i} \sqrt{\frac{D_i}{k_p}}. \quad (4)$$

Оценки показывают, что при: $\Delta j_i / j_i = 0,2$; $n_i = 3 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$; $D_i = 10^{-3} \text{ м}^2/\text{с}$; $k_p = 10^{-40} \text{ м}^6/\text{с}$ [5, 6, 7], толщина слоя, в котором наблюдается «замороженная» диффузия, составит – $y = 0,4 \cdot 10^{-3} \text{ м}$, что сопоставимо с толщиной температурного пограничного слоя.

Таким образом, рассмотренная модель диффузионного слоя позволяет не учитывать ионизационно – рекомбинационные процессы в пристеночной низкотемпературной части пограничного слоя, что не приводит к существенным погрешностям в расчетах плотности ионного тока на электрод.

Определим плотность ионного тока j_i в квазиравновесной плазме в зависимости от градиента температуры, используя уравнение амбиполярной диффузии ионов [2]:

$$j_i = -2eD_i \frac{1}{T} \frac{d(n_i T)}{dy}, \quad (5)$$

где e – заряд электрона;

D_i – коэффициент диффузии ионов;

T – температура плазмы;

y – поперечная координата;

n_i – концентрация ионов, определяемая из формулы Саха в виде:

$$P_i = n_i k T = \sqrt{P_a} \cdot K T^{5/4} e^{\frac{eE_i}{2kT}}, \quad (6)$$

где P_i и P_a – парциальные давления ионов и атомов;
 k – постоянная Больцмана;

K – константа в уравнении Саха;
 E_i – потенциал ионизации атомов.

Предполагается, что ионизация однократная и парциальные давления ионов и электронов равны. Из формулы (6) находится градиент давления электронов в квазиравновесной плазме, при постоянном парциальном давлении атомов, что справедливо при малой степени ионизации:

$$\frac{d(n_e T)}{dy} = \frac{d(n_e T)}{dT} \cdot \frac{dT}{dy} = \frac{dT}{dy} n_e \cdot \left(\frac{5}{4} + \frac{eE_i}{2kT} \right). \quad (7)$$

Таким образом, формула (7) связывает градиент давления ионов с градиентом температуры плазмы. При этом величина плотности ионного тока запишется:

$$j_i = \frac{2eD_i}{T} \frac{dT}{dy} n_i \left(\frac{5}{4} + \frac{eE_i}{2kT} \right). \quad (8)$$

Для определения условия максимума плотности ионного тока определим зависимость коэффициента диффузии D_i , теплопроводности λ , [6] и плотности теплового потока q от температуры:

$$D_i = D_{i0} \left(\frac{T}{T_0} \right)^d; \quad \lambda = \lambda_0 \left(\frac{T}{T_0} \right)^l; \quad \frac{dT}{dy} = -\frac{q}{\lambda}. \quad (9)$$

Для течения в окрестности передней критической точки в уравнении теплопередачи для верхней части пограничного слоя наиболее существенными процессами являются перенос энтальпии электронов током разряда и энтальпии тяжелых частиц осевой составляющей скорости V , которая в этой зоне постоянна:

$$\frac{d}{dy} \left(\lambda \frac{dT}{dy} \right) = (\rho c_p V - 5kj / 2e) \rho c_p V \frac{dT}{dy}.$$

При однократном интегрировании уравнения теплопередачи в пределах от верхней границы слоя до слоя с текущей температурой находим, что величина теплового потока пропорциональна разности температуры потока плазмы T_0 и текущей температуры пограничного слоя T :

$$q = -\lambda dT / dy = (\rho c_p V - 5kj / 2e) \cdot (T_0 - T). \quad (10)$$

Дифференцируя (8) по T с учетом (9), (10) и приравнявая нулю производную, находим температуру слоя, в котором плотность ионного тока максимальна:

$$T_m = T_0 \left(1 - \frac{1}{eE_i / 2kT_m + d - l - 0,75} \right). \quad (11)$$

Учитывая, что согласно численным расчетам [3, 4], соотношение между пристеночными потоками q_w и j_{iw} и потоками q_m и j_{im} в слое с температурой T_m имеют вид: $j_{iw} = 0,8 j_{im}$, $q_m = 0,8 q_w$, определим соотношение между пристеночным потоком ионов и потоком тепловой энергии из (8) и (11):

$$j_{iw} / q_w = 1,28 e D_i n_{im} \left(\frac{5}{4} + eE_i / 2kT_m \right) / \lambda T_m. \quad (12)$$

Величина T_m составляет (0,8–0,85) T_0 . Физический смысл T_m состоит в том, что эта величина является температурной границей, отделяющей зону ионизации от зоны рекомбинации. Расчет отношения плотности ионного тока и теплового потока, полученный в соответствии с формулой (12), приведен в табл. 1, в зависимости от температуры столба плазмы T_0 .

Графическая зависимость плотности тока ионов, определяемая формулой (12) показана на рис 1. в виде наклонных линий. Горизонтальными линиями показан расчет в приближении постоянной температуры плазмы по формуле (1).

Наклонные и горизонтальные линии стыкуются при определенных значениях плотности теплового потока. Положение стыка наклонных и горизонтальных линий определяют плотность теплового потока q_{II} , при котором происходит переход от модели ионизации в температурном пограничном слое к диффузионной модели с постоянной температурой плазмы. Величины тепловых потоков перехода q_{II} при $T_0 > 10^4$ K достаточно высоки $q_{II} > 10^7$ Вт/м² и практически недостижимы в стационарных условиях, ввиду низкой термостойкости зонда. Таким образом, в условиях измерений в плотной плазме плотность

Таблица 1 – Результаты расчета плотности ионного тока на нейтральную стенку

$T_m \cdot 10^{-3} K$	9	9,5	10	10,5	11	11,5
$T_0 \cdot 10^{-3} K$	10,5	11,3	12,1	13	13,8	14,6
$j_{iw} \cdot 10^3 / q_w, \frac{A}{Bт}$	3,45	4,34	5,45	6,8	8,4	9,8
$n_e \cdot 10^{-22}, м^{-3}$	0,532	0,925	1,51	2,34	3,46	4,91
$D_i \cdot 10^4 \frac{м^2}{с}$	10,94	11,96	12,97	14,08	15,20	16,31
$\lambda, \frac{Bт}{м \cdot K}$	0,4171	0,5349	0,6528	0,848	1,043	1,238

ионного тока существенно зависит от плотности конвективного теплового потока на зонд, что необходимо учитывать при измерении температуры плазмы. Полученная зависимость температуры плазмы от плотности ионного тока показана на рис. 2 для разных значений плотности конвективного теплового потока на зонд.

Слияние кривых 3, 4, 5 на рис. 2 при температурах ниже $11 \cdot 10^3$ К показывает, что при соответствующей плотности теплового потока на зонд толщина температурного пограничного слоя существенно меньше толщины зоны амбиполярной диффузии ионов.

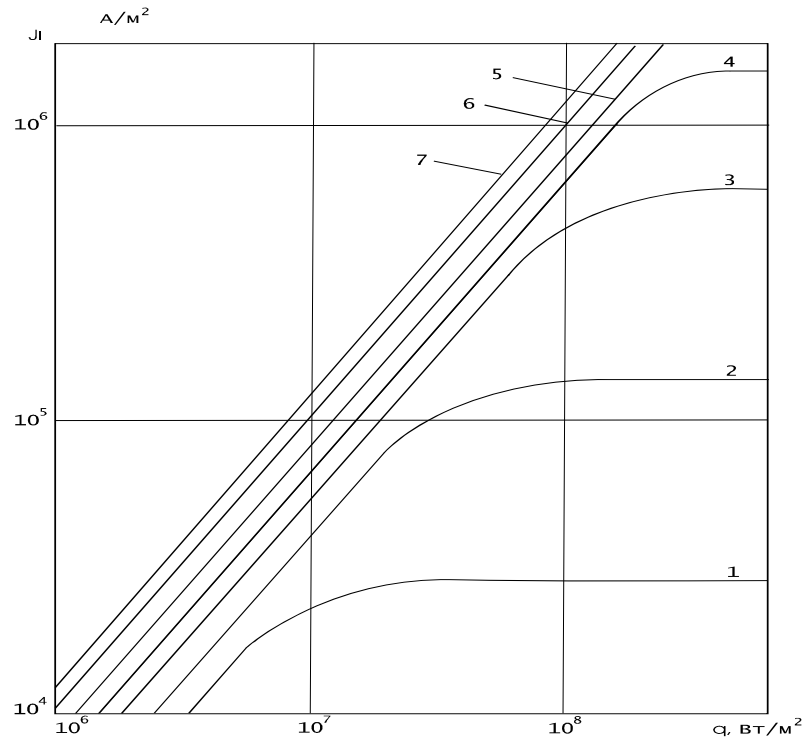


Рис. 1. Зависимость плотности ионного тока от плотности теплового потока на поверхность зонда:

1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 соответствуют $T = 10^4; 1,1 \cdot 10^4; 1,2 \cdot 10^4; 1,3 \cdot 10^4; 1,4 \cdot 10^4; 1,5 \cdot 10^4; 1,6 \cdot 10^4$ К

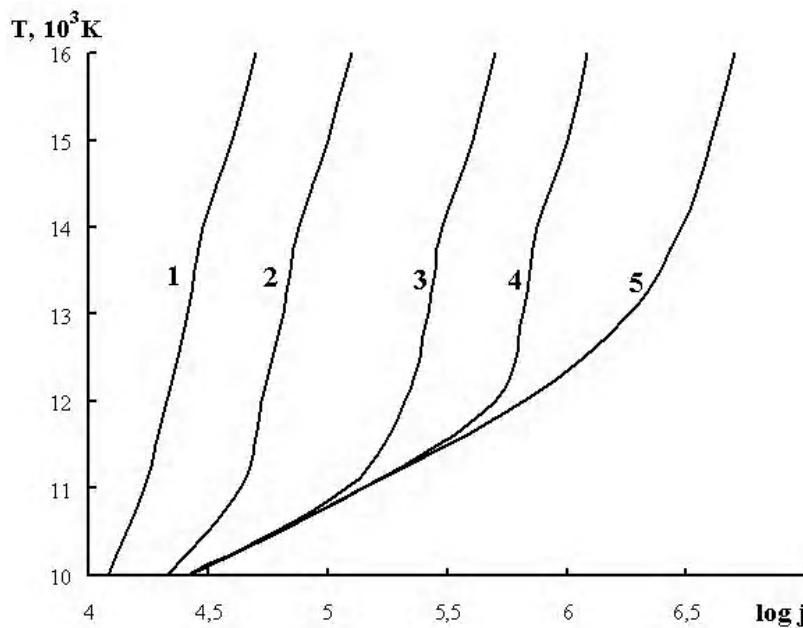


Рис. 2. Зависимость температуры плазмы от плотности ионного тока и конвективного теплового потока на зонд:

1–5 соответствует плотности конвективного теплового потока: $0,4 \cdot 10^7; 10^7; 4 \cdot 10^7; 10^8; 4 \cdot 10^8$ Вт/м²

Выводы

1. Определены плотности теплового потока на зонд, при которых проявляется влияние температурного пограничного слоя на плотность ионного тока. Показано, что для определения температуры плотной плазмы по величине плотности ионного тока на зонд необходимо измерение и плотности конвективного теплового потока на поверхность зонда.

2. В работе обосновано допущение о применимости приближения «замороженной» диффузии в низкотемпературной зоне пограничного слоя инертных газов, что позволяет упростить расчет процессов рекомбинации ионов в этой зоне.

3. Получены зависимости температуры плазмы от плотности ионного тока и конвективного теплового потока на поверхность зонда, которые могут быть использованы для измерения температуры плазмы.

Список литературы

1. О зондовых измерениях при средних давлениях / [В. М. Захарова, Ю. М. Каган, К. С. Мустафин, В. И. Пель]

рель] // ЖТФ. – 1960. – Т. 30. – № 4. – С. 442–449.

2. Ульянов К. Н. Теория электрических зондов в плотной плазме / К. Н. Ульянов // ЖТФ. – 1970. – № 4. – С. 790–798.
3. Паневин И. Г. Исследование прианодных процессов в сильноточных разрядах высокого давления / И. Г. Паневин, И. П. Назаренко, А. В. Ершов // Экспериментальные исследования плазматронов. – Новосибирск : Наука, 1977. – С. 340–357.
4. Ершов А. В. Оценка энергопереноса на анод дугового разряда в инертных газах. / А. В. Ершов, О. Г. Быковский // Автоматическая сварка. – 2004. – № 6 (614). – С. 11–14.
5. Гольдфарб В. М. Оптическое излучение / В. М. Гольдфарб // Очерки физики и химии низкотемпературной плазмы. – М. : Наука, 1971. – С. 169–232.
6. Кулик П. П. Упругие взаимодействия и явления переноса / П. П. Кулик // Очерки физики и химии низкотемпературной плазмы. – М. : Наука, 1971. – С. 5–56.
7. Kruger Ch. H. Nonequilibrium in Confined – Arc Plasma / Ch. H. Kruger // Phys of Fluids. – 1970. – Vol. 13. – N 7. – P. 1737–1746.

Одержано 09.03.2011

Ершов А.В., Сейдаметов С.В., Коцур І.М., Камель Г.І. Вплив пограничного шару на зондові вимірювання температури в густій плазмі аргону

Запропоновано фізичну модель впливу параметрів температурного граничного шару плоского зонду, яка по новому інтерпретує результати зондових вимірювань іонного струму у плазмі високого тиску. Наведено співставлення аналітичних залежностей з результатами числового розрахунку.

Ключові слова: іонізація, рекомбінація, амбіполярна дифузія, пограничний шар, парціальний тиск, рівноважна плазма.

Ershov A., Seidametov S., Kotsur G., Kamel I. The influence of boundary layer on probe measurements of temperature in dense plasma of argon

Physical model of boundary layer temperature parameters influence of plane probe that interprets in different way the results of probe measurements of the ion current in high pressure plasma has been proposed. The comparison of analytical relationship to the results of numerical computation was shown.

Key words: ionization, recombination, ambipolar diffusion, boundary layer, partial pressure, equilibrium plasma.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Д-р техн. наук А. Д. Коваль, канд. техн. наук А. Г. Андриенко,
канд. техн. наук С. В. Гайдук, канд. техн. наук В. В. Кононов

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ТАНТАЛА НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖСЗЛС

Исследовано влияние тантала в диапазоне легирования от 1,5 до 3,5 % по массе на структуру и механические свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС. Приведены результаты металлографических исследований и механических испытаний опытных составов в сравнении с промышленным сплавом ЖСЗЛС без добавок тантала.

Ключевые слова: литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы; многокомпонентная система легирования; термическая обработка; структура; морфология фаз; кратковременная и длительная прочность.

Введение

До настоящего времени повышение надежности работы турбин и увеличение эксплуатационного ресурса деталей осуществляется двумя основными направлениями. Первое направление – замена существующих промышленных жаропрочных сплавов на разработанные сплавы нового поколения. Второе направление – модернизация химического состава существующих промышленных марок путем легирования перспективными элементами (тантал, гафний, рений и др.), в результате чего обеспечивается повышение комплекса служебных характеристик в условиях длительного воздействия высоких температур и напряжений в агрессивных средах [1–4].

Международная практика показала, что в условиях общего мирового кризиса второе направление экономически более выгодно и имеет широкие перспективы, так как не требует длительного времени на объемные научные и технологические исследования, при этом не нуждается в больших объемах финансовых ресурсов по сравнению с первым направлением. Современный подход к легированию жаропрочных сплавов перспективными элементами приводит к компромиссу, который должен одновременно учитывать влияние данных элементов на уровень прочностных характеристик и структурную стабильность, с одной стороны, технологичность и экономическую целесообразность, с другой [3–5].

Во многих известных исследованиях указывается о положительном влиянии тантала на прочностные характеристики жаропрочных никелевых сплавов. При этом отмечалось, что для многокомпонентной системы легирования конкретного сплава введение оптимального количества данного элемента приводит к одновременному повышению как прочностных характеристик, так и термической стабильности фаз с замедлением диффузионных процессов по границам зерен [6–8].

В данной работе было исследовано влияние легирования танталом в диапазоне концентраций от 1,5 до 3,5 % по массе на структуру и механические свойства промышленного марочного сплава ЖСЗЛС для оптимизации содержания тантала с целью повышения уровня прочностных характеристик и структурной стабильности.

Постановка задачи

Образцы опытных составов № 1–№ 5 отливали на базе паспортной шихтовой заготовки сплава ЖСЗЛС с различным содержанием тантала в исследуемом диапазоне от 1,5 до 3,5 % с концентрационным шагом 0,5 % по массе.

Заливка образцов опытных составов № 1–№ 5, легированных танталом в исследованном диапазоне, а также образцов промышленного сплава ЖСЗЛС без добавок тантала осуществлялась в вакуумно-индукционной печи марки УППФ-3М в соответствии с серийной технологией. Литые заготовки образцов имели цилиндрическую форму диаметром 16 мм и длиной 70 мм.

Химический анализ опытных плавок проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73 и ОСТ 1.90127-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа). Химические составы плавок опытных сплавов приведены в таблице 1.

Далее из литых заготовок образцов опытных составов № 1–№ 5 и сплава ЖСЗЛС изготавливались цилиндрические образцы для сравнительных механических испытаний по стандартным методикам: на кратковременную прочность по ГОСТ 9651-73 при температуре 20 °С и длительную прочность по ГОСТ 10145-81 при температуре 950 °С.

Механические испытания образцов всех исследованных сплавов проводились после термической обработки.

Металлографические исследования структуры образцов опытных составов осуществлялось на нетравленных и травленных микрошлифах на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при увеличении $\times 200$.

Анализ результатов

С целью исследования влияния легирования танталом и оптимизации его содержания в сплаве ЖСЗЛС были проведены сравнительные механические испытания на кратковременную и длительную прочность.

Таблица 1 – Химический состав плавок исследованных сплавов

Сплав №	Содержание легирующих элементов %, по массе											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	Ce	Zr	B	Ni
1	0,10	15,1	2,9	2,8	3,8	3,9	4,7	1,5	0,01	0,015	0,015	Осн.
2	0,11	15,5	3,0	3,0	3,9	4,1	4,5	2,0	0,01	0,015	0,015	Осн.
3	0,09	15,0	2,8	2,9	3,7	3,8	4,8	2,5	0,01	0,015	0,015	Осн.
4	0,08	15,4	3,0	2,7	4,1	4,0	4,6	3,0	0,01	0,015	0,015	Осн.
5	0,11	15,3	2,7	2,6	4,0	4,1	4,9	3,5	0,01	0,015	0,015	Осн.
ЖСЗЛС	0,12	15,9	2,6	2,6	3,8	3,8	5,5	–	0,01	0,015	0,015	Осн.

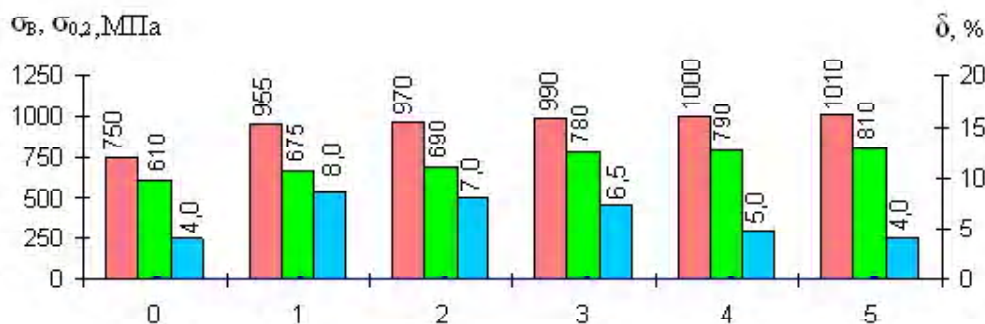


Рис. 1. Кратковременные механические свойства при 20 °С сплава ЖСЗЛС, легированного танталом:

- 0 – сплав ЖСЗЛС без тантала;
 1 – сплав ЖСЗЛС с 1,5 % тантала;
 2 – сплав ЖСЗЛС с 2,0 % тантала;
 3 – сплав ЖСЗЛС с 2,5 % тантала;
 4 – сплав ЖСЗЛС с 3,0 % тантала;
 5 – сплав ЖСЗЛС с 3,5 % тантала

Опытные составы № 1, № 2, № 3, № 4 и № 5 содержат расчетное количество тантала 1,5 %, 2,0 %, 2,5 %, 3,0 % и 3,5 % по массе соответственно (табл. 1).

На рисунке 1 представлены результаты механических испытаний на кратковременную прочность при температуре 20 °С образцов опытных составов № 1–№ 5 с разным содержанием тантала в исследованном диапазоне, в сравнении с образцами промышленного сплава ЖСЗЛС без тантала.

Результаты сравнительных механических испытаний показали, что уровень кратковременной прочности сплава ЖСЗЛС, легированного танталом в исследованном диапазоне, постепенно возрастает и зависит от содержания тантала, однако не имеет экстремального характера.

Из рисунка 1 видно, что лучшие значения кратковременной прочности достигаются при содержании тантала 3,5 % по массе (сплав № 5), что, однако, не является оптимальным для многокомпонентной системы легирования сплава ЖСЗЛС из-за заметного снижения показателей пластичности.

Было установлено, что при увеличении содержания тантала до 3,5 % по массе в опытном сплаве № 5, по сравнению со сплавом ЖСЗЛС без тантала (сплав 0), повышаются показатели предела прочности σ_b на 260 МПа и предела текучести $\sigma_{0.2}$ на 200 МПа, однако при этом в 2 раза снижаются показатели пластичности δ по сравнению со сплавом ЖСЗЛС с 1,5 % тантала (сплав 1).

Сравнительные механические испытания показали, что оптимальное соотношение показателей кратковременной прочности и пластичности достигается при содержании тантала 2,5 % по массе (сплав № 3). Так, предел прочности σ_b образцов сплава ЖСЗЛС с оптимальным содержанием тантала 2,5 % по массе повысился на 240 МПа, т. е. с 750 МПа до 990 МПа по сравнению с образцами сплава ЖСЗЛС без добавок тантала (сплав 0), при этом наблюдалось одновременное повышение показателей пластичности σ с 4 % до 6,5 % (рис. 1).

На рисунке 2 представлены результаты механических испытаний на длительную прочность при температуре $t = 950$ °С и напряжении $\sigma = 120$ МПа образцов опытных сплавов № 1–№ 5 с различным содержанием

тантала в исследованном диапазоне в сравнении с образцами промышленного сплава ЖСЗЛС без тантала.

Результаты испытаний показали, что при увеличении содержания тантала во всем исследованном диапазоне легирования от 1,5 до 3,5 % по массе в образцах опытных сплавов № 1–№ 5 время до разрушения τ заметно увеличивается.

Зависимость длительной прочности сплава ЖСЗЛС от содержания тантала так же, как и при кратковременных испытаниях, не имеет экстремального характера (рис. 1, 2). Полученные результаты показали, что наиболее высокие значения кратковременной и длительной прочности достигаются при 3,5 % тантала по массе (состав № 5) при достаточно низком уровне пластичности.

Так, в опытном составе № 3, содержащем оптимальное количество тантала 2,5 % по массе, при температуре испытания $t = 950$ °С и напряжении $\sigma = 120$ МПа время до разрушения образцов увеличивается в 5,5–6 раз по сравнению со сплавом ЖСЗЛС без тантала.

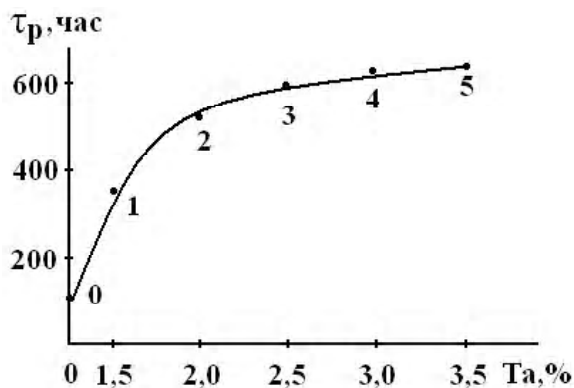


Рис. 2. Влияние легирования танталом сплава ЖСЗЛС на время до разрушения образцов, испытанных при температуре 950 °С и напряжении $\sigma = 120$ МПа:

- 0 – сплав ЖСЗЛС без тантала;
 1 – сплав ЖСЗЛС с 1,5 % тантала;
 2 – сплав ЖСЗЛС с 2,0 % тантала;
 3 – сплав ЖСЗЛС с 2,5 % тантала;
 4 – сплав ЖСЗЛС с 3,0 % тантала;
 5 – сплав ЖСЗЛС с 3,5 % тантала

Следует отметить, что все опытные составы № 1–№ 5, содержащие тантал в исследованном диапазоне, показали более высокую долговечность, чем образцы промышленного сплава ЖСЗЛС без тантала (рис. 2).

Исследование микроструктуры в литом состоянии показало, что легирование сплава ЖСЗЛС танталом способствует формированию глобулярных карбидов как по границам зерен, так и в теле зерен (рис. 3, б, в).

После термической обработки карбидные частицы глобулярной и сферической морфологии располагаются преимущественно в теле зерен (рис. 3, д, е).

Подобно титану, ниобию и гафнию, тантал является γ' -образующим элементом и частично замещает алюминий в основной упрочняющей γ' -фазе.

Металлографические исследования показали, что в структуре опытных сплавов № 1–№ 5, легированных разным количеством тантала, наряду с мелкодисперсными частицами γ' -фазы наблюдаются более крупные первичные выделения γ' -фазы, образующиеся при кристаллизации в межосных участках дендритов, что говорит об их эвтектическом происхождении. Поэтому тантал относится к числу наиболее сильно ликвидирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах.

Исследование микроструктуры показало, что легирование сплава ЖСЗЛС оптимальным количеством тантала 2,5 % по массе способствует благоприятному выделению глобулярных карбидов как по границам зерен, так и в теле зерен (рис. 3, б).

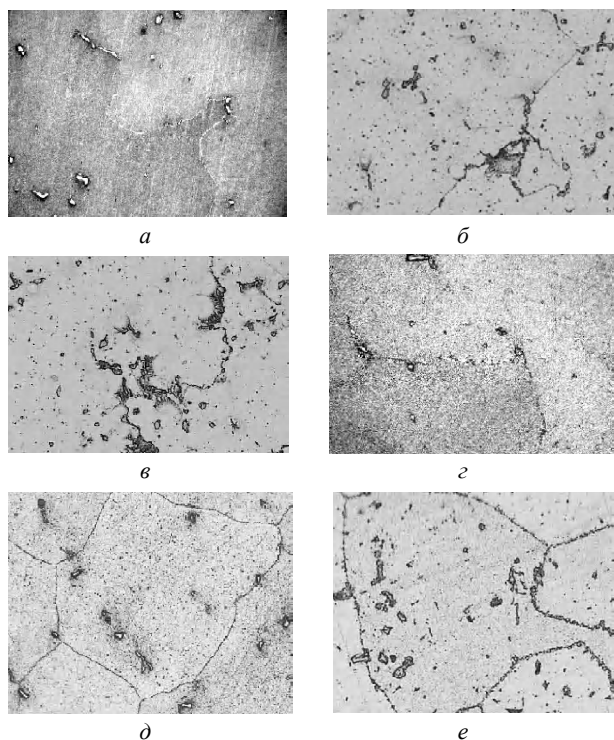


Рис. 3. Микроструктура сплава ЖСЗЛС, легированного танталом в литом состоянии (а–в) и после термической обработки (з–д) $\times 200$:

а, з – сплав ЖСЗЛС без тантала (состав 0);

б, д – сплав ЖСЗЛС с 2,5 % тантала (состав № 3);

в, е – сплав ЖСЗЛС с 3,5 % тантала (состав № 5)

После термической обработки карбидные частицы глобулярной и сферической морфологии располагаются преимущественно в теле зерен (рис. 3, д).

Увеличение содержания тантала до 3,5 % по массе способствует более заметному увеличению размеров карбидных частиц по сравнению со структурой промышленного сплава ЖСЗЛС без тантала (рис. 3, а, з). При этом с повышением содержания тантала до 3,5 % по массе в литой структуре сплава ЖСЗЛС было выявлено значительное количество более крупных частиц карбидной фазы неправильной формы (рис. 3, в).

После термической обработки в структуре наблюдаются отдельно расположенные группы карбидных частиц сферической и глыбообразной формы, которые несколько уменьшились в размерах по сравнению со структурой в литом состоянии (рис. 3, е).

Металлографические исследования показали, что повышение содержания тантала в сплаве ЖСЗЛС до 3,5 % по массе приводит к заметному увеличению в структуре количества эвтектических выделений γ - γ' и огрублению ее морфологии по сравнению со структурой промышленного сплава ЖСЗЛС без тантала (рис. 3 а, з).

В литой структуре эвтектические выделения γ - γ' имеют форму конгломератов, которые преимущественно выделяются по границам зерен (рис. 3, в).

Термическая обработка приводит к некоторому уменьшению размеров выделений эвтектики γ - γ' (рис. 3, е). В целом, после термической обработки структура исследованных сплавов отличается большей структурной однородностью по сравнению с литым состоянием за счет частичного растворения эвтектических выделений γ - γ' в γ -твердом растворе.

После испытаний образцов на длительную прочность металлографическими исследованиями было установлено, что в структуре сплава ЖСЗЛС с добавкой тантала в количестве 3,5 % (состав № 5) разрушение происходит как по границам зерен и границам эвтектических выделений (рис. 4, а), так и по внутренним порам (рис. 4, б).

Исследования показали, что после механических испытаний в структуре образцов сплава ЖСЗЛС с содержанием тантала до 3,5 % по массе (сплав № 5) из-за большей структурной неоднородности огрубляются границы фаз, что негативно повлияло как на характеристики кратковременной и длительной прочности, так и пластичности (рис. 1, 2).

Металлографический анализ и результаты механических испытаний показали, что для многокомпонентной системы легирования сплава ЖСЗЛС оптимальным содержанием тантала является 2,5 % по массе (состав № 3), при котором достигаются наиболее оптимальные суммарные показатели прочности и пластичности, а также структурные параметры.

Таким образом, оптимальное легирование танталом сплава ЖСЗЛС находится в пределах 2,0–3,0 % по массе, что наиболее эффективно способствует по-

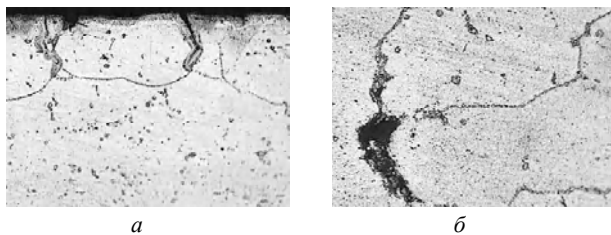


Рис. 4. Процесс разрушения образцов сплава ЖСЗЛС, легированного танталом в количестве 3,5 % по массе, испытанных на длительную прочность при температуре $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ и напряжении $\sigma = 120\text{ МПа}$ $\times 200$:

a – поверхностные трещины по границам зерен и эвтектики;
б – внутренние трещины по границам поры в зоне эвтектики

вышению прочностных характеристик. При этом положительное влияние легирования танталом сплава ЖСЗЛС заключается в дополнительном упрочнении как γ - твердого раствора, так и основной γ' - фазы, а также в повышении термодинамической стабильности фаз, особенно карбидной фазы и эвтектики γ - γ' , располагающихся преимущественно по границам зерен.

Выводы

1. Оптимальные суммарные прочностные и пластические характеристики в сплаве ЖСЗЛС достигаются при легировании танталом в пределах 2,0–3,0 % по массе. Дальнейшее повышение содержания тантала приводит к незначительному росту прочностных характеристик при заметном снижении уровня пластичности.

2. Оптимальное содержание в сплаве ЖСЗЛС тантала в количестве 2,5 % по массе (состав № 3) способствует повышению термической стабильности фаз и замедлению диффузионных процессов как по границам зерен, так и в теле зерен, что в целом положительно влияет на структурную стабильность сплава и обеспечивает повышение уровня жаропрочности.

3. Повышение содержания тантала до 3,5 % по массе в сплаве ЖСЗЛС приводит к общему огубле-

нию структуры и заметному снижению показателей пластичности. В структуре увеличивается общее количество эвтектических выделений γ - γ' , что повышает структурную неоднородность по сравнению со структурами образцов сплава ЖСЗЛС с 2,5 % тантала по массе (сплав № 3) и промышленного сплава ЖСЗЛС без тантала.

Список литературы

1. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина [Текст] / Под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
2. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) [Текст] / Е. Н. Каблов; Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
3. Каблов Е. Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД [Текст] / Е. Н. Каблов, С. Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. – Январь-февраль. – С. 34–37.
4. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок [Текст] / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1, 2. – 384 с.
5. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции [Текст] / [Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др.]; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.
6. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления [Текст] / [Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.]. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
7. Бурова Н. Н. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных танталом [Текст] / Н. Н. Бурова, С. Б. Масленков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. – № 5. – С. 19–22.
8. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов [Текст] / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М. : Машиностроение, 1998. – 464 с.

Одержано 01.06.2011

Коваль А.Д., Андрієнко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В. Вплив танталу на структуру і характеристики міцності ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЖСЗЛС

Досліджений вплив танталу в діапазоні легування від 1,5 до 3,5 % за масою на структуру і механічні властивості ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЖСЗЛС. Наведені результати металографічних досліджень і механічних випробувань дослідних складів порівняно з промисловим сплавом ЖСЗЛС без добавок танталу.

Ключові слова: ливарні жароміцні корозійностійкі нікелеві сплави; багатокомпонентна система легування; термічна обробка; структура; морфологія фаз; короткочасна і довготривала міцність.

Koval A., Andrienko A., Gayduk S., Kononov V. Influence of tantalum on structure and strength properties of cast corrosion-resistant nickel-base superalloy ЖСЗЛС

Tantalum influence on structure and mechanical properties of cast corrosion-resistant nickel-base superalloy ЖСЗЛС has been investigated within alloying range from 1,5 to 3,5 % by mass. Metallographic and mechanical testing results for experimental compositions have been represented in comparison with commercial superalloy ЖСЗЛС free of tantalum.

Key words: cast corrosion-resistant nickel-base superalloys; multicomponent alloying system; heat-treatment; structure; phase morphology; short-term and long-term strength.

УДК 621.785.52:669.14.018.298

Канд. техн. наук І. М. Лазечний¹, О. В. Лисиця¹, д-р техн. наук В. Г. Міщенко²,
канд. фіз.-мат. наук В. Л. Сніжної², канд. фіз.-мат. наук Г. В. Сніжної¹

¹ Національний технічний університет, ² Національний університет
м. Запоріжжя

ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ В ЦЕМЕНТОВАНІЙ СТАЛІ 13Х3НВМ2Ф

Досліджено структурні перетворення при хіміко-термічному обробленні цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф на вторинну твердість. Показано, що після високотемпературної цементації та безпосереднього гартування у функціональній частині дифузійного шару аустеніт не зазнає перетворень. Основні процеси, що остаточно формують структуру і властивості цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф, відбуваються при відпуску.

Ключові слова: цементована сталь, теплостійкість, вторинна твердість, фазові перетворення.

1 Вступ

З метою підвищення допустимих температур експлуатації зубчатих передач (ЗП) газотурбінних двигунів (ГТД) на кафедрі фізичного матеріалознавства ЗНТУ при співробітництві із металургійними, моторобудівними заводами, галузевими науково-дослідними інститутами розроблене цементовану конструкційну сталь 13Х3НВМ2Ф високої теплостійкості. Вона дозволяє замінити менш теплостійкі сталі 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА, 20Х3МВФ не лише завдяки підвищеному та комплексному легуванню, але й через спеціально розробленому для неї хіміко-термічне оброблення, яке передбачає використання ефекту вторинного твердіння. Подібний комплексний підхід до вирішення цього важливої науково-технічної задачі дозволив суттєво підвищити допустимі значення експлуатаційних температур (від 150 °С для сталі 14ХГСН2МА до 450° для сталі 13Х3НВМ2Ф) та довговічність ЗП ГТД. Структурні та фазові перетворення, що відбуваються при вторинному твердінні інструментальних сталей, наприклад Х12М, Х12Ф1, Р6М5, Р18 та деяких інших добре досліджені. Цього не можна сказати щодо сталі 13Х3НВМ2Ф, що пояснюється порівняно недавною її появою, обмеженням використанням та специфічним призначенням. Тому важливо, що отримані нами результати мають значну наукову та практичну цінність.

2 Матеріал та методика дослідження

Зразки для проведення досліджень виготовляли зі сталі 13Х3НВМ2Ф промислового виплавлення (виробник – завод «Дніпрспецсталь») та такого хімічного складу, % (мас.): С 0,13; Мн 0,3; Si 0,35; Cr 2,96; Ni 0,96; Мо 1,94; W 0,59; V 0,38. Із прокатаних прутків діаметром 50 мм заготовки зразків отримували куванням та подальшим попереднім термічним обробленням: нормалізація від 910...930 °С, високий відпуск 660...670 °С. Механічним обробленням отримували

зразки за розміром 3г20г200 мм, які згодом піддавали ХТО за режимом: наскрізна цементація при 1020...1030 °С упродовж 5,5...6 годин, безпосереднє гартування від температури цементації в маслі та наступний відпуск при 520...540 °С.

Газову цементацію здійснювали в модернізованій, пристосованій до високих експлуатаційних температур печі СШЦМ–4.6/10,5 із використанням як карбюризаторів гасу, синтину або піробензолу. Витрати карбюризаторів були такими, щоб забезпечувалася однорідна концентрація вуглецю близько 1 % по всій товщині зразків без утворення надлишкових карбідів – 0,8...1,0 см³/хв.

При приготуванні зразків для металографічного дослідження проводили їх шавлення в 4 %-му спиртовому розчині HNO₃; для вивчення структури використовувався мікроскоп МИМ-8.

Магнітометричні дослідження для побудови діаграм ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту цементованої сталі проводили на установці Акулова з використанням зразків діаметром 3 та довжиною 30 мм. Ізотермічні витримки здійснювали з інтервалом 50 °С.

Кінетику перетворень аустеніту при відпуску досліджували на дилатометрі Шевенара з використанням диференційних головок HS, VN та зразків 3×3×50 мм. Використано також метод диференційного магнітного аналізу. Дослідження проводили на анізометрі Акулова із напруженістю магнітного поля 5000 ерстед. Як еталон використані зразки із армо-заліза, розміри зразків-еталонів та досліджуваних зразків із цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф з діаметром 3 та довжиною 30 мм. Кут між зразком та еталоном в утримувачі склав 75°. Швидкість нагрівання та охолодження зразків при дилатометричних та магнітометричних дослідженнях процесів при відпуску відповідала швидкостям на-

грівання (охладження) виробів у промислових умовах – 18 град/хв.

Частку аустеніту визначали на дифрактометрі ДРОН-1 у мідному випромінюванні із монохроматизацією відбитих променів. Режим знімання: напруга на аноді 35 кВ, сила струму 20 мА, зйомка велася по лініях (111) γ та (110) α , відношення інтенсивності ліній $K = I_A(111)/I_A(110) = 0,631$. Для дослідження використані зразки розмірами 3×10×20 мм, які перед рентгеноструктурними дослідженнями для усунення наклепу від механічного оброблення піддавали електролітичному поліруванню.

Для визначення питомої магнітної сприйнятливості цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф при відпуску використовували зразки розмірами 2×2×2 мм та установку з уніполярно-астатичною системою та механіко-магнітним зачепленням призми [1]. Питому магнітну сприйнятливості зразка X визначали за формулою:

$$X = X_{em} \cdot \frac{im_{em}}{i_{em}m}, \quad (1)$$

де X_{em} – питома магнітна сприйнятливості речовини еталона, наприклад солі Мора;

i, i_{em} – компенсаційні струми зразка і еталона відповідно;

m, m_{em} – маса зразка і еталона відповідно.

Для визначення малих кількостей феромагнітної α -фази P_α використовували вираз:

$$P_\alpha = \frac{(X - (X_\infty - X_p)H)}{\sigma_\alpha} \times 100\%, \quad (2)$$

де σ_α – питома намагніченість феромагнітної фази;

X – питома магнітна сприйнятливості зразка;

X_p – питома магнітна сприйнятливості зразка як результат парапроцесу і парамагнітизму аустеніту;

H – напруженість магнітного поля.

Значення X_∞ знаходили методом екстраполяції

залежностей $X = f\left(\frac{1}{H}\right)$.

3 Результати досліджень та їх аналіз

При обґрунтуванні вибору матеріалу для важконавантажених цементованих деталей ГТД особливу увагу приділяють теплостійкості дифузійного шару, тому що в багатьох випадках від стабільності структури та властивостей сталі залежить довговічність виробів. Вирішення задачі щодо підвищення допустимих температур експлуатації цементованих деталей здійснюється за напрямками:

- збільшення легованості цементованих сталей із ХТО на первинну твердість за оптимальними режимами;

- комплексне насичення дифузійного шару, наприклад вуглецем та азотом;

- використання для конструкційних комплексно- та середньолегованих сталей ХТО з подальшою обробкою на вторинну твердість.

На підставі літературних даних нами проаналізований вплив легування карбідоутворювачами на теплостійкість цементованих сталей при їх ХТО на первинну твердість. Як показник використано відношення температур відпускання сталей, котрі забезпечують твердість цементованої сталі не нижче HRC 58, до суми карбідоутворювачів та суми легувальних елементів (табл. 1).

На підставі даних табл. 1 можна зробити такі висновки:

- граничні температури відпускання зростають при підвищенні легованості сталей;

- ефективність впливу легувальних елементів на відносну теплостійкість при зростанні вмісту л.е. знижується. Наприклад, за ефективністю використання легувальних елементів сталь 13Х3НВМ2Ф поступається сталям 14ХГСН2МА, 12Х2НВФА, 20Х3МВФ та 16Х3НВФМБ.

Пояснення цьому, ймовірно, слід шукати в недостатньому розчиненні карбідів цементитного та спеціальних типів при гартуванні від прийнятих у практиці ХТО температур 810...920°C. Водночас гартування від 950...980 °C підвищує стійкість аустеніту і тому після оброблення холодом при мінус 80... мінус 60 °C, відпуску при 300...350 °C в цементованих сталях може

Таблиця 1 – Ефективність впливу карбідоутворювачів (K_y) та в цілому легувальних елементів (Кл.е.) на теплостійкість цементованих, оброблених на первинну твердість сталей

Сталь	12ХН3А	12Х2Н4А	14ХГСН2МА	12Х2НВФА	20Х3МВФ	16Х3НВФМБ	13Х3НВМ2Ф
Сума карбідоутворювачів (K_y), %	0,95	1,6	1,87	2,5	4,65	4,83	5,87
Сума легувальних елементів (Кл.е.), %	3,95	4,6	4,37	3,4	4,65	5,73	6,67
Температура відпуску t_{θ} , °C	170	180	230	270	300	320	350
Відношення $t_{\theta}/\sum K_y$, °C/%	179	113	123	108	65	66	60
Відношення $t_{\theta}/\sum \text{Кл.е.}$, °C/%	43	39	53	79	65	56	52

зберігатися неприпустимо велика для ЗП частка залишкового аустеніту (30...40 %).

Перетворення аустеніту в теплостійких цементованих сталях при їх обробленні на первинну твердість досліджені доволі ґрунтовно. Так, після гартування від 810...920 °С в поверхневій (робочій) частині дифузійного шару, температура Мп якого сягає 120...200 °С, а $M_k < 0^\circ\text{C}$, фіксується 20...25 % залишкового аустеніту. Це означає, що основна частина мартенситу утворюється при гартуванні.

Після завершальних операцій ХТО (оброблення холодом при температурах -80...-60 °С та відпускання при температурах 160...350 °С) залишається 8...15 % аустеніту. При цьому залишається можливість часткового перетворення залишкового аустеніту в нижній бейніт у цементованих сталях 12Х2НВФА, 20Х3МВФ, 13Х3НВМ2Ф, температури відпускання яких перевищують температури Мп.

Для підвищення теплостійкості і більш ефективного використання легувальних елементів для сталей 16Х3НВФМБ та 13Х3НВМ2Ф розроблено ХТО, котра передбачає цементацію при $1030 \pm 10^\circ\text{C}$, безпосереднє гартування та 4...5-разове відпускання при $530 \pm 10^\circ\text{C}$ із технологічною витримкою впродовж однієї години. На рис. 1 наведено мікроструктуру цементованої і загартованої сталі 13Х3НВМ2Ф, а в табл. 2 – дані щодо зміни її твердості, частки аустеніту та температури Мп.

Завдяки високому вмісту вуглецю після цементації (близько 1,05 %), комплексному легуванню та високій температурі цементації температура Мп сталі нижча за 20 °С і в зразках фіксується після охолодження до кімнатної температури практично аустенітна структура (див. рис. 1). Перетворення аустеніту за даних по табл. 2 відбувається після відпусків, внаслідок чого частка γ -фази зменшується до 15 %, а твердість від HRC 38 після гартування зростає після п'яти відпусків до HRC 61. У зв'язку з цим досліджували перетворення при відпуску 530°C і записували дилатометричні та магнітометричні криві (рис. 2). Після першого відпуску частка аустеніту зменшується лише на 5 %, при цьому перетворення $A \rightarrow M$ розпочинається при доволі низькій температурі – близько 50 °С, перетворень у інших температурних областях при цьому відпуску не зафіксовано.

У міру збільшення кількості відпусків, збіднення аустеніту на вуглець та легувальні елементи зростає

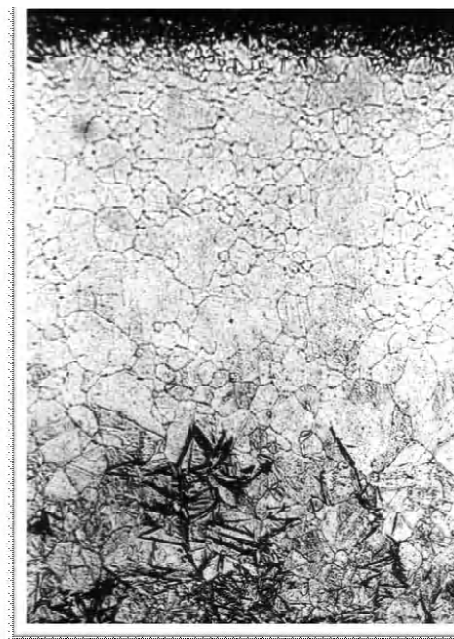


Рис. 1. Мікроструктура цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф. Температура цементації та гарту 1030 °С, $\times 300$

ють температури Мп, зменшується частка аустеніту та зростає твердість (див. табл. 2). Збіднення аустеніту підтверджується дилатометричними дослідженнями: зменшується довжина зразків при ізотермічній витримці при 530 °С як наслідок зменшення параметрів ґратки аустеніту. Разом із цим при нагріванні та охолодженні при 2–5 відпусках в інтервалах температур нагрівання 280...350 °С та охолодження 350...280 °С відбувається перетворення аустеніту зі збільшенням об'єму зразків. Зважаючи на наведені температури, це, найімовірніше, є результатом перетворення аустеніту в нижній бейніт.

Велике теоретичне та практичне значення для матеріалознавства і термічного оброблення мають діаграми ізотермічного та термокінетичного перетворення аустеніту.

У класичному розумінні методика їх побудови передбачає аустенітизацію і подальше дослідження перетворення аустеніту при заданих температурі або швидкості охолодження.

У представлений роботі використано інший підхід. Внаслідок того, що після гарту при 20 °С отримано

Таблиця 2 – Зміна частки аустеніту, твердості та температури Мп цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф по операціях ХТО на вторинну твердість

Стан зразків	Після цементації та безпосереднього гарту	Після відпуску при 530 °С				
		Першого	Другого	Третього	Четвертого	П'ятого
Твердість, HRC	38	46	54	58	61	61
Частка аустеніту, %	95	90	59	34	20	15
Температура Мп, °С	нижче 20	50	80	100	110	120

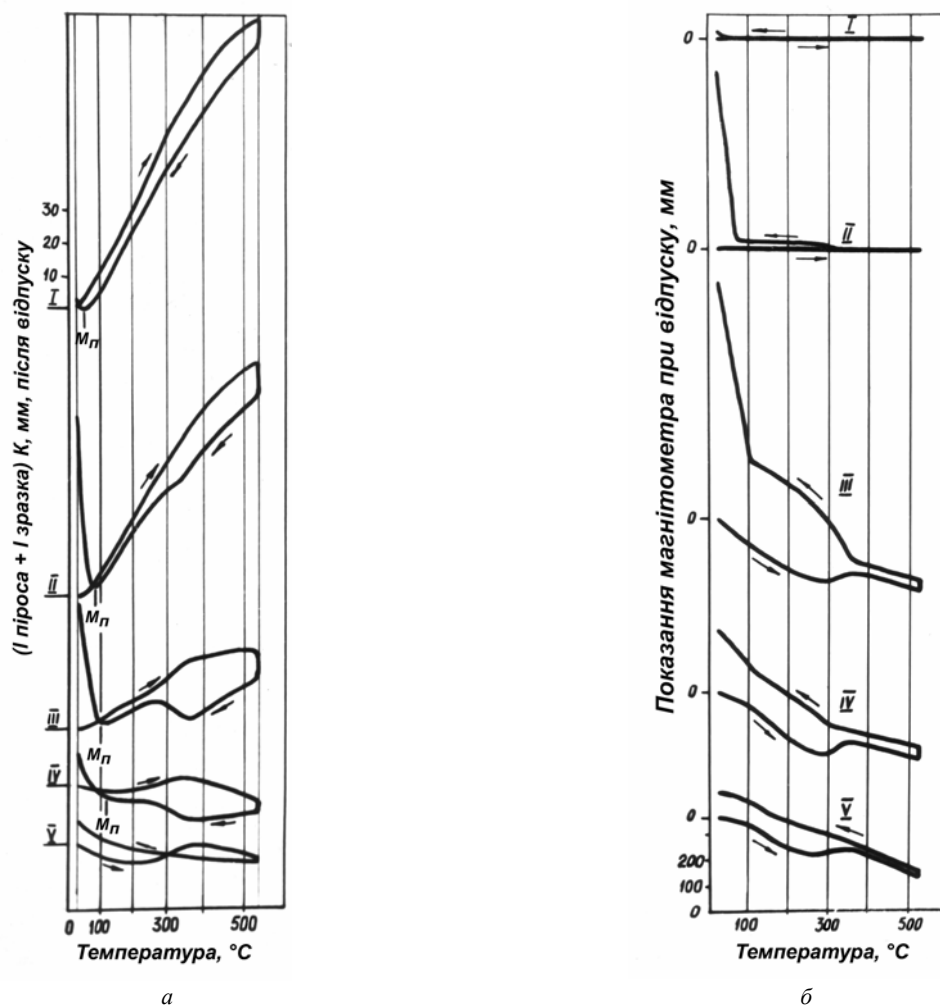


Рис. 2. Дилатометричні (а) та магнітометричні (б) криві відпуску зразків цементованої сталі 13X3HBM2Ф

практично аустенітну структуру, зразки нагрівали до заданих температур, фіксували точки початку і завершення перетворення аустеніту і будували діаграму ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13X3HBM2Ф (рис. 3).

Комплексні дослідження операції відпуску (металографічні, дюрOMETричні, магнітометричні) дозволили отримати інформацію про процеси, що відбуваються при відпуску цементованої сталі 13X3HBM2Ф.

Високочутливі магнітні дослідження, проведені на установці з уніполярно-астатичною системою, дозволили показати, що при нагріванні до 150 °С відбувається утворення фаз, які парамагнітні вище за 210 °С, а при охолодженні нижче ніж 210 °С стають феромагнітними (рис. 4).

Зважаючи на t_n та температуру точки Кюрі цементиту, імовірно, мова йде про виділення легованих карбідів цементитного типу. Найбільший ефект карбидоутворення ΔX спостерігається після першого нагрівання, а в міру збільшення кількості нагрівань він поступово зменшується: $\Delta X_1 = 80 \cdot 10^{-8}$; $\Delta X_2 = 34 \cdot 10^{-8}$; $\Delta X_3 = 16 \cdot 10^{-8}$; $\Delta X_4 = 8 \cdot 10^{-8}$. Слід зазначити, що при температурах нагрівання нижче ніж 450 °С існує імовірність утворення спеціальних карбідів.

При вищих температурах і більших ізотермічних витримках виділяються спеціальні карбіди, параметр кристалічної ґратки аустеніту при цьому змінюється. На підставі отриманої діаграми ізотермічного перетворення аустеніту показано можливість часткового перетворення аустеніту у ферито-карбідну суміш. Зважаючи на температуру відпуску 530 °С, найбільш імовірно, що вона являє собою троостит. На відміну від швидкорізальних сталей, котрі також термічно обробляються на вторинну твердість і відпускаються при температурах 540...560 °С, при яких аустеніт має велику стійкість (до 28 годин), аустеніт у цементованій сталі 13X3HBM2Ф має понижену стійкість при температурах відпуску 530...540 °С і після 1,5 годинної витримки розпочинається перетворення $A \rightarrow \Phi + K$. Це означає, що при технологічній витримці при другому відпуску розпочинається дифузійне перетворення аустеніту, в результаті чого по межах аустенітних зерен утворюються трооститні колонії (рис. 5).

4 Висновки

Узагальнення наведених вище результатів досліджень дозволяє окреслити які особливості перетворен-

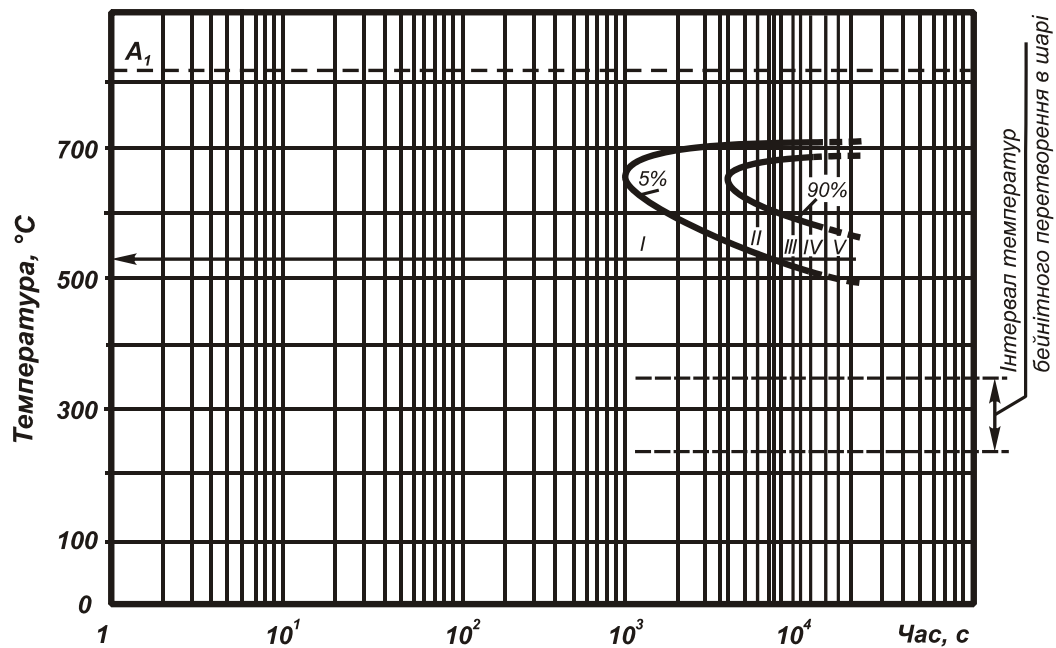


Рис. 3. Діаграма ізотермічного перетворення залишкового аустеніту цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф

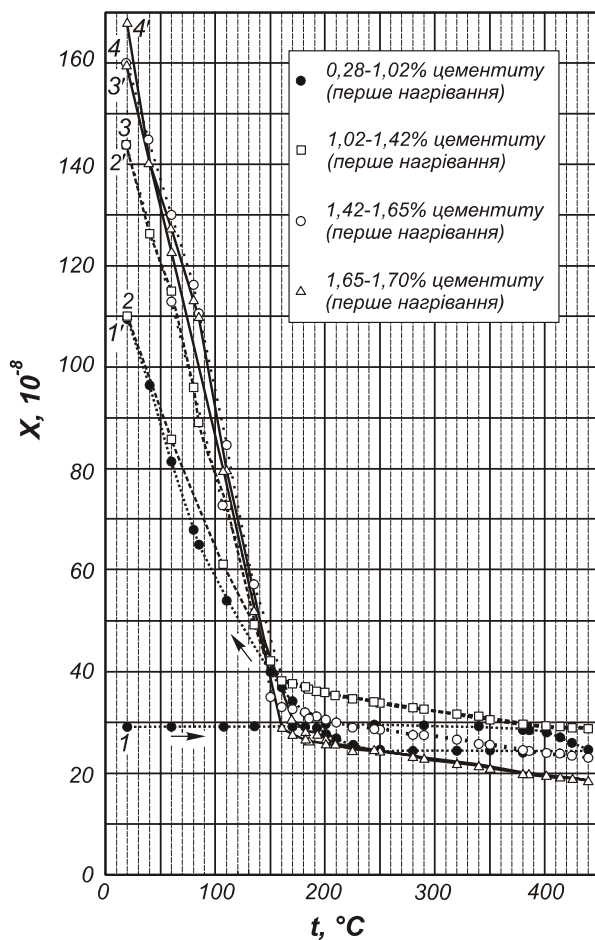


Рис. 4. Вплив кількості нагрівань цементованої сталі 13Х3НВМ2Ф на інтенсивність процесу утворення карбідів

ня аустеніту в цементованій сталі 13Х3НВМ2Ф при обробленні на вторинну твердість:

1. Відсутність мартенситного перетворення і фіксація пересиченого γ -твердого розчину в функціональній частині дифузійного шару після гарту від 1030 °С внаслідок низької температури Мп;

2. Виділення з аустеніту при його нагріванні до 450 °С карбідів цементного типу та утворення спеціальних карбідів у інтервалі температур 450–530 °С;

3. Перетворення А→М при охолодженні після відпусків нижче температури 120 °С;

4. Протікання при технологічній витримці при 530 °С при другому – п'ятому відпусках перетворення мало-стійкого аустеніту у Ф+К суміш за дифузійним механізмом;

5. Перетворення частини аустеніту за проміжним механізмом як при нагріванні до температур відпуску, так і при охолодженні при другому – п'ятому відпусках в інтервалі температур 250...320 °С;

6. Незавершеність аустенітно-мартенситного перетворення зі збереженням до 10...15 % залишкового аустеніту.

Список літератури

1. Мирошниченко Ф. Д. Магнитометрические весы с униполярной астатической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной // Приборостроение. Межведомственный научно-технический сборник, № 2. – К. : Техніка, 1966.
2. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации альфа-фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Литье и металлургия (Беларусь), 2009. – № 3(52). – С. 241–244.

Одержано 01.09.2011

Лазечный И. М., Лисица О. В., Мищенко В. Г., Снежной В. Л., Снежной Г. В. Превращения аустенита в цементованной стали 13Х3НВМ2Ф

Исследованы структурные превращения при химико-термической обработке цементированной стали 13Х3НВМ2Ф на вторичную твердость. Показано, что после высокотемпературной цементации и непосредственной заковки в функциональной части диффузионного слоя аустенит не претерпевает превращений. Основные процессы, которые окончательно формируют структуру и свойства цементированной стали 13Х3НВМ2Ф, происходят при отпуске.

Ключевые слова: цементированная сталь, теплостойкость, вторичная твердость, фазовые превращения.

Lazechnyy I., Lisitsya O., Mishenko V., Snezhnoy V., Snezhnoy G. Transformations of austenite in carburized steel 13X3HBM2Ф

Structural transformations during chemical-thermal processing of carburized steel 13X3HBM2Ф on the secondary hardness were investigated. It is shown that after high temperature carburizing and direct hardening in functional part of diffusive layer austenite does not suffer transformations. Basic processes which form a structure and properties of the carburized steel 13X3HBM2Ф finally take a place at tempering.

Key words: carburized steel, thermostability, secondary hardness, phase transformations.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 621.762: 667.612.2

Д-р техн. наук Б. П. Середя, канд. техн. наук Ю. А. Белоконь,
Ю. В. Бондаренко, А. А. Жеребцов, К. В. Белоконь
Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ ИСХОДНОГО ПОРОШКА НА ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ГОРЕНИЯ В УСЛОВИЯХ САМОРОСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

В работе рассмотрено влияние дисперсности исходного порошка кремния на параметры процесса горения СВС-систем. Исследовано влияние дисперсности на скорость и температуру горения, а также на глубину химического превращения и фазовый состав конечного продукта.

Ключевые слова: СВС, дисперсность, режим горения, порошок кремния.

Постановка проблемы

В основе процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) лежит явление горения исходных реагентов, поэтому исследование закономерностей горения СВС-систем является основой при изучении СВС, а наука о горении является базой для построения теории процессов СВС [1].

Создание и развитие методов диагностики процессов горения является одной из актуальных задач научных и прикладных исследований. Для каждого конкретного вида горения в соответствии с начальным фазовым составом компонентов диагностические методы развивались с целью решения определенных научных и практических задач использования процессов горения. Теория распространения волны горения и многочисленные экспериментальные исследования не могут описать закономерности и стадийность формирования конечного продукта СВС (фазового состава, строения, структуры) [2]. В связи с этим общая теория СВС строится на совместном рассмотрении механизма горения и процессов структурообразования. Поэтому методология диагностики горения СВС-систем неразрывно связана с материаловедческими исследованиями, направленными на изучение основных свойств конечных продуктов и выявления их зависимости от механизмов распространения волны горения [3].

Цель работы – изучить влияния дисперсности исходного порошка на параметры СВС-процесса (скорость и температура горения), а также на глубину хи-

мического превращения и фазовый состав конечного продукта.

Методика проведения исследования. В работе использовали порошки кристаллического кремния (ГОСТ 2169-69) с массовой долей кремния 99 % и массовыми долями основных примесей: железа 0,4 %, алюминия 0,4 % и нитрида кремния – продукта СВС с массовой долей основного вещества (нитрида кремния) – 99,9 % и свободного кремния – 0,1 %, которые смешивались в заданных пропорциях в шаровой мельнице и сжигались в среде технического азота (МРТУ-602-375-66) с массовой долей азота 99,6 % и кислорода 0,3 %.

Разделение порошка кремния по фракциям сначала проводилось ситовым методом. Рассев производился с помощью набора сит с величиной ячеек: 40, 45, 50, 56, 63, 71, 80 мкм, на вибростол с частотой 50 Гц. Величина навески не более 100 г, время отсева 30 мин. Характеристики получившихся фракций кремния указаны на рисунке 1.

Грансостав фракций кремния определяли на микроскопическом компьютерном анализаторе (МИКАН). Средний размер частиц порошка D_{cp} брался на уровне 50 % по интегральной кривой распределения.

Анализ результатов грансостава рассеянного порошка кремния показал, что фракции получились полидисперсные и средний размер частиц не совпадает с ожидаемым размером по ситам. Поэтому было решено вторую часть исходного порошка кремния разделить методом жидкостной седиментации, основанном

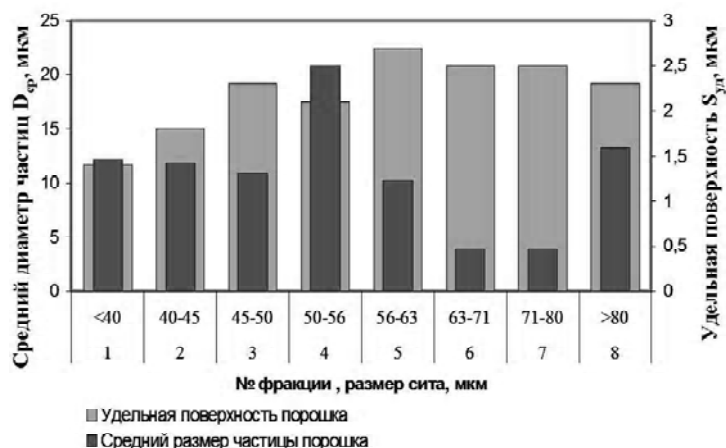


Рис. 1. Результаты анализа грансостава порошка кремния после рассева

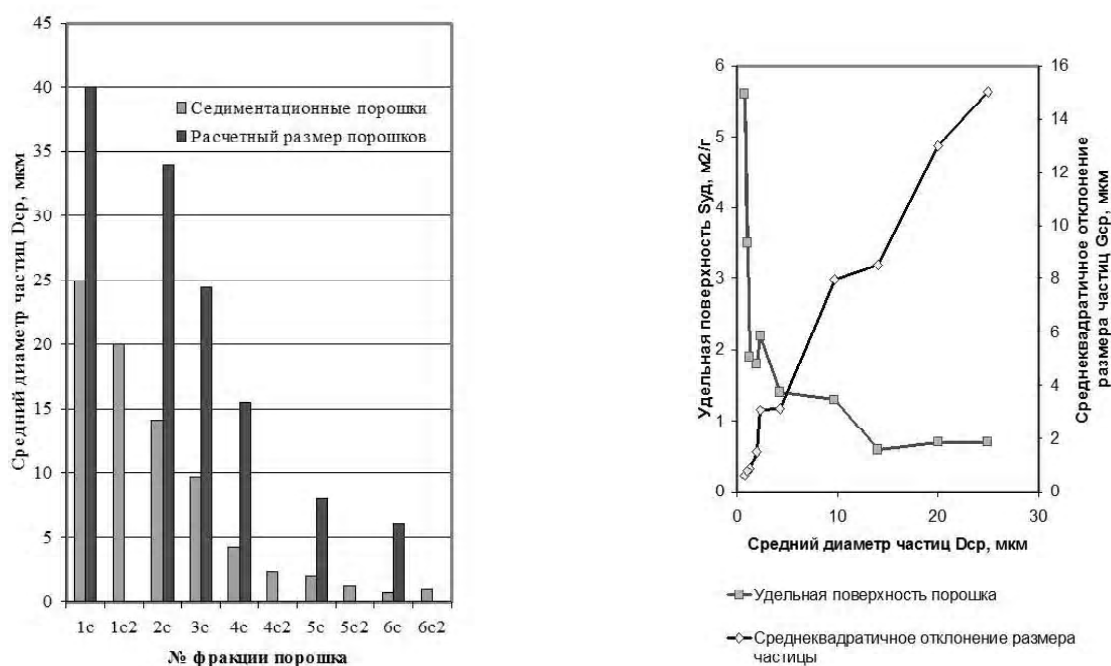


Рис. 2. Анализ грансостава фракций порошка кремния, полученного методом осаждения

на разделении частиц по размерам при их оседании в жидкости. От полученных фракций порошка были отобраны пробы на удельную поверхность и дисперсность. Дисперсность определяли с помощью прибора Анализетте 22. Распределение частиц по крупности в зависимости от массовой доли рассчитывался вычислительной машиной.

Характеристики порошка кремния, фракционированного методом седиментации, показаны на рисунке 2.

Результаты исследования и их осуждения. Экспериментальные исследования влияния среднего размера частиц порошка кремния на температуру горения показаны на рис. 3, а. Характерно, что в диапазоне среднего диаметра частиц от 0 до 20 мкм температура горения остаётся в пределах 2000–2100 °С. Большой разброс экспериментальных значений можно объяснить погрешностью измерения максимальной температуры,

поскольку тепловой контакт термопары с шихтой достаточно чувствителен к различного рода подвижкам, возникающим в ходе прохождения волны горения. При увеличении диаметра частиц порошка до 25 мкм температура резко снижается до 1700 °С. Влияние среднеквадратичного отклонения размера частиц порошка повторяет зависимость, показанную на рисунке 3. С увеличением среднеквадратичного отклонения температура горения падает. Это объясняется тем, что больший разброс размеров частиц (по абсолютному значению) наблюдается у более крупных фракций порошка.

Скорость распространения фронта горения более достоверно характеризует процесс горения, чем максимальная температура, поскольку может быть измерена с большей точностью. Поэтому экспериментальные данные по скорости горения можно считать более однозначными.

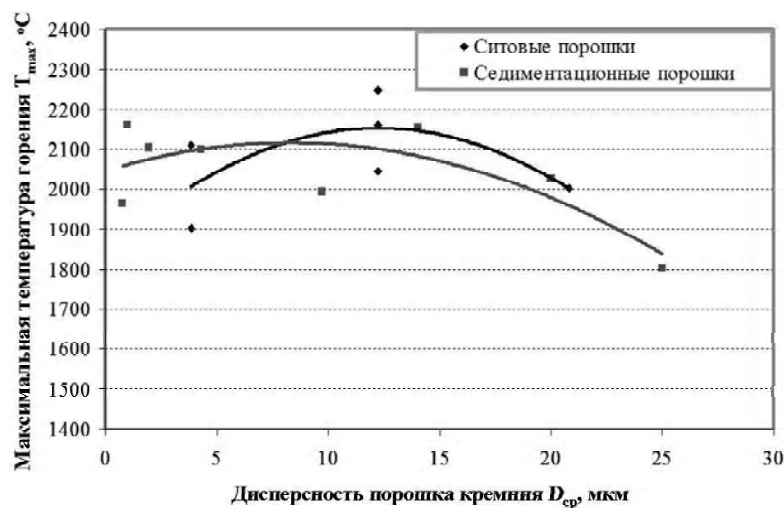


Рис. 3. Влияние среднего размера частиц порошка кремния на температуру горения

Результаты экспериментов в данной работе показали сильное влияние на скорость горения дисперсности исходного порошка кремния. На рисунке 4 показана зависимость скорости горения от среднего размера частиц порошка. Мелкодисперсные порошки горят со скоростью порядка 1,2–1,3 мм/с, а крупные фракции (25–30 мкм) со скоростью 0,3–0,4 мм/с. В ходе эксперимента было установлено, что скорость горения крупных порошков замедляется по длине образца, вплоть до затухания. Мелкие фракции, напротив имеют тенденцию к ускорению скорости горения.

Исследование зависимости степени химического превращения от дисперсности исходного порошка кремния показало, что с увеличением среднего размера частиц и, соответственно, среднеквадратичного отклонения глубина химической конверсии исходного вещества линейно падает. Это, возможно, можно объяснить тем, что крупные частицы кремния не ус-

певают полностью прореагировать в проходящей волне горения и ведут себя как массивные тела в тепловом отношении.

Результаты исследования фазового состава и морфология конечного продукта представлена на рисунке 5.

Выводы

1. С увеличением дисперсности порошка кремния скорость горения существенно падает – с 1,4 мм/с ($D_{cp} = 0,97$ мкм) до 0,3 мм/с ($D_{cp} = 25$ мкм – предел горения).
2. Температура горения максимальна для дисперсности 10–15 мкм, несколько снижается при $D_{cp} = 1–5$ мкм и существенно падает для $D_{cp} > 20$ мкм.
3. Глубина химического превращения заметно уменьшается (на 30 %) при увеличении среднего размера частиц порошка кремния.
4. Содержание α -фазы увеличивается (в 2,5 раза) пропорционально увеличению среднего диаметра частиц кремния.

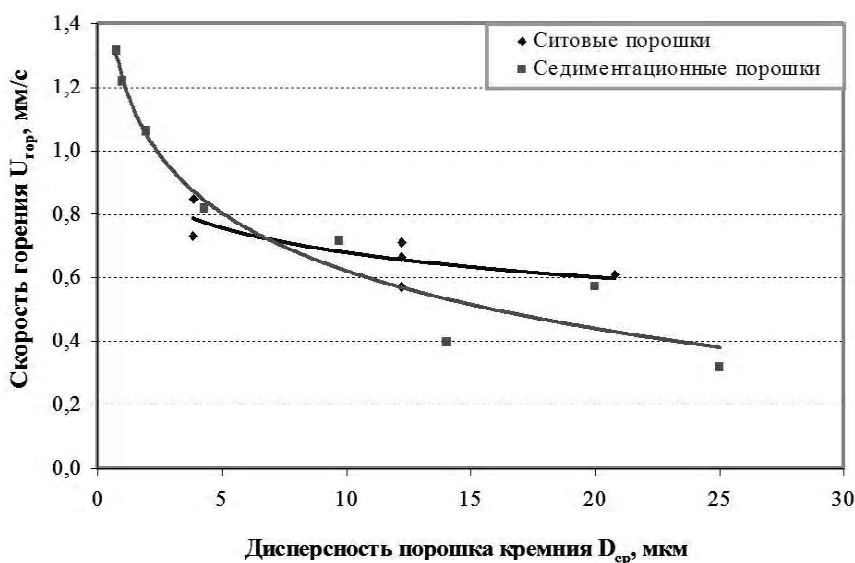


Рис. 4. Влияние среднего размера частиц порошка кремния на скорость горения

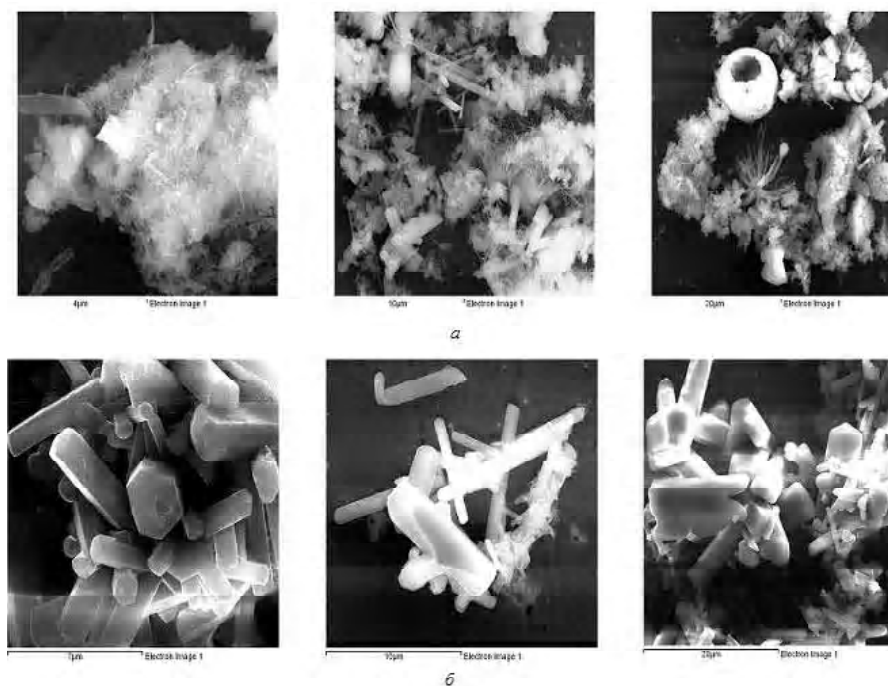


Рис. 5. Морфология конечного продукта:

a – средний размер частиц кремния 25 мкм, *б* – средний размер частиц кремния 1 мкм

Список литературы

1. Амосов А. П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов : учебн. пособ. / А. П. Амосов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов ; под научн. ред. В. Н. Анциферова. – М. : Машиностроение, 2007. – 567 с.
2. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтеза материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
3. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза : учебн. пособ. / Е. А. Левашов, А. С. Рогачев, В. И. Юхвид, И. П. Боровинская. – М. : Изд-во БИНОМ, 1999. – 176 с.

Одержано 02.03.2010

Середа Б.П., Белоконь Ю.О., Бондаренко Ю.В., Жеребцов О.А., Белоконь К.В. Дослідження впливу дисперсності вихідного порошку кремнію на параметри процесу горіння в умовах високотемпературного синтезу, який саморозповсюджується

У роботі розглянутий вплив дисперсності вихідного порошку кремнію на параметри процесу горіння СВС-систем. Досліджено вплив дисперсності на швидкість і температуру горіння, а також на глибину хімічного перетворення і фазовий склад кінцевого продукту.

Ключові слова: СВС, дисперсність, режим горіння, порошок кремнію.

Sereda B., Belokon' Yu., Bondarenko Y., Zherebtsov A., Belokon'K. Investigation of initial powder dispersion influence on parameters of burning process in conditions of self-propagation high-temperature synthesis

The influence of silicon initial powder dispersion on SHS-SYSTEMS burning process parameters is considered were considered. Dispersion influence on speed and temperature of burning, and also on depth of chemical transformation and phase structure of an end-product is investigated.

Key words: self-propagation high temperature synthesis, dispersion, burning mode, silicon powder.

УДК 621.743:669.34

Канд. техн. наук В. В. Наумик

Национальный технический университет, г. Запорожье

РАЗВИТИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВ РАФИНИРОВАНИЯ ПРИ ПЕРЕРАБОТКЕ ОТХОДОВ МЕДИ

Получили дальнейшее развитие теоретические основы рафинирования расплава меди в процессе вакуумного переплава и дальнейшей направленной кристаллизации. Получены данные о соотношении упругости пара различных элементов-примесей и меди при температуре ведения вакуумной плавки, их равновесном коэффициенте распределения, данные о коэффициенте диффузии примесей в жидкой меди.

Ключевые слова: медь, вторичные материалы, примеси, рафинирование, направленная кристаллизация.

Введение

Отходы меди и ее сплавов попадают на переработку, как правило, в виде стружки, обрезков проводов, отходов штамповочного производства. Они имеют развитую поверхность, сильно подвержены поверхностному окислению. Как известно, кислород является основной вредной примесью, содержащейся в отходах меди. Согласно расчетным данным, при использовании в качестве шихты обрезков проводов содержание кислорода в зависимости от диаметра провода и толщины оксидного слоя может достигать 0,5 % и более.

Эффективным раскислителем меди является углерод. Согласно данным, приведенным в работе [1], при раскислении углеродом содержание кислорода в меди может быть снижено до уровня $5,2 \cdot 10^{-7}$ %.

Однако кислород является основной, но далеко не единственной вредной примесью, содержащейся в отходах меди. На обрезках электрических проводов часто имеются остатки припоев, основными компонентами которых являются свинец и олово. В состав многокомпонентных низкотемпературных припоев также могут входить такие элементы, как сурьма, висмут, индий. Случайно в шихту для выплавки меди из вторичных материалов часто попадают обрезки алюминиевых электрических проводов и небольшие куски сплавов на основе железа. Среди отходов также могут попадаться куски хромированной меди (с гальваническим покрытием). В случае попадания в шихту частичек кремнезема SiO_2 в процессе последующего переплава в вакууме в графитовом тигле они могут быть восстановлены до чистого кремния.

Наличие указанных примесей даже в небольших количествах существенно ухудшает комплекс эксплуатационных свойств меди.

Рафинирование за счет испарения в вакууме

Известно, что с увеличением температуры давление пара элементов повышается. В работе [2] приведены данные об упругости паров различных элемен-

тов P в атмосферах при различных температурах. Систематизированы значения данного параметра в Па (согласно системе СИ) для основных элементов, содержание которых ограничивается ДСТУ ГОСТ 859:2003.

Аппроксимацией получили температурные зависимости упругости пара приведенных элементов, которые затем экстраполировали до температуры 1473 К, соответствующей условиям проведения плавки меди (табл. 1). Поскольку физически изменение давления пара имеет логарифмический характер, а температуры – линейный, при аппроксимации подбирали степенную зависимость логарифма давления $\lg P$ пара от температуры T .

Элементы, упругость пара которых в указанном температурном интервале превышает упругость пара меди, в условиях вакуума могут удаляться из расплава меди. Причем интенсивность такого рафинирования пропорциональна соотношению давлению пара элемента и меди при соответствующей температуре.

Приняв абсолютное значение упругости пара меди при температуре ведения плавки за 1, получим четкую картину того, какие элементы и насколько эффективно могут быть удалены из расплава меди в результате ее выдержки в вакууме при температуре 1473 К (см. табл. 1).

Таким образом, за счет вакуумной обработки расплава возможно рафинирование меди от олова, свинца, сурьмы, висмута, алюминия, цинка, марганца. Эффективность рафинирования от примесей соответствующих элементов пропорциональна соотношению их упругости пара и упругости пара меди.

Данные, полученные расчетным путем, согласно установленных температурных зависимостей, качественно и количественно соответствуют имеющимся эмпирическим данным об интенсивности испарения различных элементов при температуре 1473 К в процессе вакуумного переплава, что свидетельствует об адекватности предложенных математических моделей.

Таблица 1 – Зависимость упругости пара основных элементов от температуры и упругость при 1473 К

Элемент	Зависимость упругости пара от температуры	Упругость пара при 1473 К	
		абсолютная, Па	относительная
Cu	$\lg P = -1,69 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,053 \cdot T - 42,18$	0,185	1,0
Sn	$\lg P = -7,97 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 0,031 \cdot T - 28,12$	0,787	4,259
Pb	$\lg P = 2,555 \cdot 10^{-8} \cdot T^3 - 8,98 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,111 \cdot T - 46,38$	8698	47015
Sb	$\lg P = 0,018 \cdot T - 14,27$	$5,56 \cdot 10^{11}$	$3,01 \cdot 10^{12}$
Bi	$\lg P = 0,012 \cdot T - 11,23$	1047859	5674300
Mn	$\lg P = -1,60 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,046 \cdot T - 32,71$	6,908	37,41
Fe	$\lg P = 3,015 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 - 1,99 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,048 \cdot T - 39,51$	0,011	0,062
Co	$\lg P = 2,18 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 - 1,62 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,044 \cdot T - 38,55$	0,003	0,018
Ni	$\lg P = 1,70 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 - 1,36 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,0389 \cdot T - 35,59$	0,005	0,025
Zn	$\lg P = 2,95 \cdot 10^{-8} \cdot T^3 - 8,47 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,088 \cdot T - 29,01$	$3,41 \cdot 10^{11}$	$1,85 \cdot 10^{12}$
Cr	$\lg P = 7,69 \cdot 10^{-3} \cdot T - 12,79$	0,034	0,185
Al	$\lg P = -6,275 \cdot 10^{-6} \cdot T^2 + 0,028 \cdot T - 27,23$	2,197	11,896
Si	$\lg P = 2,85 \cdot 10^{-9} \cdot T^3 - 2,1 \cdot 10^{-5} \cdot T^2 + 0,055 \cdot T - 48,46$	$1,26 \cdot 10^{-4}$	$6,82 \cdot 10^{-4}$

Следует отметить, что такие элементы, как олово, свинец и висмут, попадают в расплав меди с остатками припоя на электрических проводах и даже в малых количествах резко снижают электропроводность чистой меди.

Рафинирование в процессе направленной кристаллизации

Рафинирование меди от примесей олова, свинца и некоторых других легкоплавких примесей возможно за счет использования эффекта вытеснения примесных элементов в расплав в процессе направленной кристаллизации. При этом указанные примеси отгоняются в жидкую ванну и в условиях вакуума могут быть удалены из расплава за счет испарения.

Наиболее полно этот эффект проявляется при формировании плоского фронта затвердевания.

В условиях интенсивного перемешивания расплава коэффициент распределения примесей в жидком металле K близок к равновесному K_0 , который представляет собой отношение предельных растворимостей элемента в жидкой и твердой фазе в атомных долях [3].

Поэтому локальная концентрация растворенного в жидкой фазе примесного элемента вблизи фронта кристаллизации C_L может быть определена при помощи следующего уравнения [4]:

$$C_L = C_0 + C_0 \cdot \left(\frac{1 - K_0}{K_0} \right) \cdot e^{\frac{-R \cdot x}{D_{жс}}}, \quad (1)$$

где C_0 – среднее содержание примесного элемента в расплаве;

K_0 – равновесный коэффициент распределения;

x – расстояние от фронта кристаллизации;

$D_{жс}$ – коэффициент диффузии примеси в расплаве меди;

R – скорость кристаллизации.

Из уравнения (1) следует, что при последовательной кристаллизации меди с малой скоростью возможно снижение содержания примесных элементов, равновесный коэффициент распределения которых K_0 меньше 1.

Для определения с достаточной степенью приближения степени эффективности рафинирования расплава меди от различных элементов в процессе направленного затвердевания определили их равновесные коэффициенты распределения (в атомных и весовых долях) в твердой и жидкой меди по соответствующим двойным диаграммам состояния [5].

За максимальную растворимость примесного элемента в твердой фазе принимали значение его предельной концентрации в α -меди при температуре, соответствующей выделению первой интерметаллидной фазы в процессе кристаллизации расплава. Поскольку все рассмотренные элементы в расплаве меди растворяются неограниченно без образования каких-либо фаз, соответствующее значение максимальной растворимости принимали равным 50 % (табл. 2).

При увеличении скорости кристаллизации эффект отгонения примесей снижается и для обеспечения возможности протекания процесса рафинирования повышаются требования к равновесному коэффициенту распределения растворенных элементов.

Таблица 2 – Параметры, влияющие на эффективность рафинирования в процессе направленной кристаллизации

Элемент	Предельная растворимость элемента в твердой меди при соответствующей температуре			Равновесный коэффициент распределения K_0		Коэффициент диффузии примеси в расплаве меди $D_{\text{ж}} \cdot 10^5, \text{см}^2/\text{с}$
	температура, °C	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	
Sn	798	13,5	7,7	0,27	0,154	1,53
Pb	600	< 0,29	< 0,09	< 0,0058	< 0,0018	> 35,43
Bi	980	< 0,01	< $3 \cdot 10^{-3}$	< 0,0002	< $6 \cdot 10^{-5}$	> 792,38
Sb	645	11,0	8,0	0,22	0,16	1,48
Si	852	5,3	11,25	0,106	0,225	1,17
Fe	1094	4,0	4,5	0,08	0,09	2,23
Co	1110	5,1	5,5	0,102	0,11	1,93
Ni	-	50,0	50,0	1,0	1,0	0,41
Mn	> 800	50,0	50,0	1,0	1,0	0,41
Mg	722	2,8	7,0	0,056	0,14	1,63
Zn	902	32,5	31,9	0,650	0,638	0,56
Cr	1075	0,65	0,8	0,013	0,016	7,56
Al	1037	7,5	16,0	0,15	0,32	0,91

В большей степени рафинирование в процессе направленного затвердевания происходит от примесей, характеризующихся более высоким коэффициентом диффузии в расплаве основы.

Существует взаимосвязь между коэффициентом диффузии легирующих элементов в жидкой основе и их предельной растворимостью в твердой основе. В работе [6] приведены данные, показывающие, что более высокой величине растворимости элемента в твердом железе соответствует меньшее значение коэффициента диффузии этого элемента в расплаве (табл. 3).

Такая взаимосвязь вполне понятна и объяснима с точки зрения физической сущности данных двух явлений. Разница в коэффициентах растворимости в твердой и жидкой фазах основы создает своеобразный подпор градиента концентрации данного примесного элемента вблизи фронта кристаллизации. Коэффициент диффузии характеризует способность элемента к выравниванию его концентрации в объеме расплава. Чем больший подпор создается, тем, естественно, больше предпосылок для повышения скорости массопереноса элемента из пересыщенной зоны в объем расплава.

Таблица 3 – Взаимосвязь между коэффициентом диффузии элементов в расплаве и предельной растворимостью в твердом железе [6]

Диффундирующий элемент	Растворимость в твердом железе, ат. %	Коэффициент диффузии $D \cdot 10^5, \text{см}^2/\text{с}$, при 1600 °C
Co	50,0	0,4
Mn	50,0	0,3
Ni	50,0	0,4
Cr	12,0	0,9
C	8,6	3,7
Si	4,2	2,4
Mo	1,6	3,2
V	1,6	4,1
Nb	1,4	4,6
W	1,0	5,9
Zr	0,5	8,1
Ti	0,7	13,8
Ru	30,0	0,8

Если использовать приведенные данные, можно получить следующее уравнение, описывающее взаимосвязь между коэффициентом диффузии определенного элемента и его предельной растворимостью в твердой основе:

$$D_{\text{жс}} = 6,457 \cdot C_n^{-0,707} \cdot 10^{-5}, \quad r = -0,95, \quad (2)$$

где $D_{\text{жс}}$ – коэффициента диффузии элемента в жидкой основе;

C_n – предельная растворимость элемента в твердой основе (ат. %).

Коэффициенты диффузии основных примесных элементов в жидкой меди, рассчитанные согласно уравнению (2), приведены в табл. 2.

Таким образом, при направленной кристаллизации создаются условия для эффективного рафинирования меди от тех примесей, у которых равновесный коэффициент распределения меньше определенного значения, зависящего от скорости кристаллизации и более высокое значение коэффициента диффузии в расплаве основы.

Обобщенные и систематизированные данные (см. табл. 2) позволяют составить четкую картину эффективности рафинирования расплава меди от различных примесей в процесс направленной кристаллизации. Согласно приведенным данным, это (в порядке снижения эффективности): Bi, Pb, Cr, Fe, Co, Mg, Sn, Sb. Рафинирование от Si, Al и особенно Zn, происходит в меньшей степени и возможно только при невысоких скоростях кристаллизации.

Следует отметить, что некоторые из элементов, такие как Fe, Cr и Co, не могут быть удалены из меди за счет испарения при плавке в вакууме.

Наиболее эффективно удаляются за счет отеснения в жидкую фазу Pb и Bi как элементы, практически не растворимые в твердой меди.

Примесь никеля не может быть удалена из расплава меди ни в процессе вакуумного переплава, ни направленной кристаллизации.

Выводы

Систематизированы и обобщены данные об упругости пара и растворимости основных примесных элементов в меди. Аппроксимацией получены зависимости упругости пара элементов от температуры. Согласно полученным зависимостям определена упругость пара основных примесей в меди при температуре ведения вакуумной плавки и установлено их соотношение с упругостью пара основы.

Получена взаимосвязь коэффициента диффузии элементов в жидкой фазе с их предельной растворимостью в твердой основе. Согласно полученной зависимости определены коэффициенты диффузии основных примесных элементов в расплаве меди.

Показано, что направленная кристаллизация расплава, полученного из отходов меди после переплава и раскисления углеродом в вакууме, позволяет очистить металл не только от кислорода, но и от примесей, обладающих в условиях вакуума упругостью пара более высокой, чем медь (Sb, Zn, Bi, Pb, Mn, Al, Sn), а также элементов, равновесный коэффициент распределения которых в твердой и жидкой фазах меньше 1,0 (Bi, Pb, Cr, Fe, Co, Mg, Sn, Sb, Si, Al, Zn). Элементы

приведены, соответственно, в порядке снижения их упругости пара и увеличения равновесных коэффициентов распределения, а следовательно – снижения степени эффективности рафинирования меди от них, которая также зависит от скорости перемещения фронта кристаллизации при направленном затвердевании.

Список литературы

1. Куликов И. С. Раскисление металлов / И. С. Куликов. – М. : Металлургия. – 1975. – 504 с.
2. Свойства элементов : справочник в 2 ч. / [под ред. чл.-корр. АН УССР Самсонова Г. В.] – М. : Металлургия, 1976. – Ч. 1. – 600 с.
3. Пфанн В. Зонная плавка / Пфанн В. – М. : Изд-во «Мир», 1970. – 366 с.
4. Иванцов Г. П. Диффузионное переохлаждение при кристаллизации бинарного сплава / Г. П. Иванцов // Доклады АН СССР. – 1951. – Т. 81. – № 2. – С. 179–182.
5. Хансен М. Структуры двойных сплавов / Хансен М., Андерко К. ; [пер. с англ. Новика П.К. и др.] – М. : Металлургия, 1962. – 608 с.
6. Ершов Г. С. Строение и свойства жидких и твердых металлов / Ершов Г. С., Черняков В. А. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.

Одержано 07.02.2011

Наумик В. В. Розвиток теоретичних основ рафінування при переробці відходів міді

Отримали подальший розвиток теоретичні основи рафінування розплаву міді в процесі вакуумного переплаву та подальшої спрямованої кристалізації. Отримано дані про співвідношення пружності пари різних елементів-домішок та міді при температурі ведення вакуумної плавки, їх рівноважний коефіцієнт розподілу, дані про коефіцієнти дифузії домішок у рідкій міді.

Ключові слова: мідь, вторинні матеріали, рафінування, домішки, спрямована кристалізація.

Naumyk V. Development of theoretical basis for the purifying at copper waists processing

Theoretical bases of copper fusion purifying in the process of a vacuum remelt and further directed crystallization received further development. The data about correlation of steam resiliency of different elements-admixtures and copper at the temperature of a vacuum melting conduct, their equilibrium coefficient of distributing, about the coefficient of diffusion of admixtures in a liquid copper was received.

Key words: copper, secondary materials, admixture, refining, directed crystallization.

УДК 621.961.001

Ю. Т. Сычук, канд. физ-мат. наук Ю. И. Нагорный, д-р техн. наук В. В. Чигиринский

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПРОБИВКИ РИФЛЕННЫМИ ПУАНСОНАМИ НА СИЛОВЫЕ ЗАТРАТЫ И КОЭФФИЦИЕНТЫ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ

Исследовано влияние параметров процесса пробивки рифлеными пуансонами горячекатаных малоуглеродистых листовых сталей на силовой режим и качество штампованных деталей; методами множественного регрессионного анализа получены математические модели, выражающие зависимость силовых затрат и качества штампованных деталей от исследуемых параметров процесса.

Ключевые слова: пуансон, рифления, пробивка, съём, утяжка, пояска, скол.

Введение

Известно, что повышенная износостойкость пробивных пуансонов обеспечивается при минимальной нагрузке на их режущие кромки путем уменьшения размеров зоны пластической деформации, характеризующего, в свою очередь, снижением силовых затрат на разделение штампуемого материала [1–3]. Одним из способов уменьшения размеров зоны пластической деформации при пробивке является применение пуансонов с макрогеометрией рабочей части в виде продольных рифлений.

Постановка задачи исследований

Для создания условий управления процессом разделения при пробивке рифлеными пуансонами предусматривалось исследование влияния параметров процесса на силовые затраты и коэффициенты геометрической точности штампуемых деталей, определяющих размеры зоны пластической деформации; получение математических моделей, выражающих влияние параметров процесса пробивки рифлеными пуансонами на силовой режим и указанные коэффициенты геометрической точности штампуемых деталей.

Методика проведения исследований

Поставленная задача решалась методами множественного регрессионного анализа с несколькими независимыми переменными факторами процесса пробивки по методике, изложенной в работах [4–6].

В качестве независимых переменных при исследованиях были приняты следующие факторы процесса пробивки: X_* – обобщенный показатель характеристики профиля продольных рифлений (рис. 1) на боковой поверхности рабочей части пробивного пуансона; z – двусторонний технологический зазор; δ – толщина пробиваемой заготовки.

Обобщенный показатель X_* [7] учитывал соотношение участков выступов и впадин, а также угла и глубины впадин рифления на боковой поверхности рабочей части пуансона:

$$X_* = l - \left(\frac{p}{t} \right) \cdot \operatorname{tg} 2\alpha, \quad (1)$$

где t – шаг рифлений;

p и 2α – глубина и угол впадины рифления;

l – длина стороны впадины рифления.

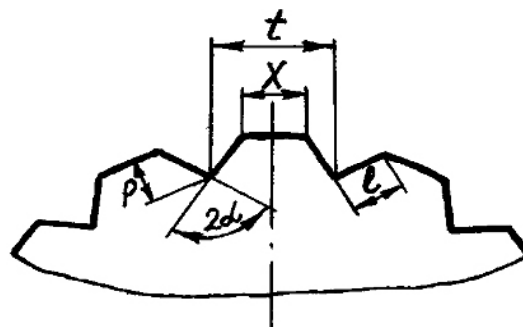


Рис. 1. Профиль рифлений на боковой поверхности рабочей части пробивного пуансона

Обобщенный показатель X_* был применен вместо ранее принятого для характеристики состояния рабочей поверхности пробивного пуансона шага рифлений t [1], не учитывавшего величину глубины впадины рифления и других характеристик профиля рифления.

В качестве параметров оптимизации при эксперименте были выбраны усилия пробивки P_n и съема P_c , а также коэффициенты утяжки K_y , блестящего пояска K_n , скола K_c (т. е. высота зон утяжки, блестящего пояска и скола, отнесенные к толщине исходной заготовки [3]).

Так как процесс пробивки с достаточной точностью моделировался полиномом второго порядка, для получения математической модели процесса был реализован некомпозиционный план Бенкина второго порядка для трех факторов [4, 6]. Используемый план Бенкина представляет собой определенные выборки строк из полного факторного эксперимента типа 3^k . Экономичность указанного некомпозиционного плана состоит в том, что каждый переменный фактор варьировался всего на трех уровнях (+1, 0, -1). Схема данного плана предусматривала проведение всего 15 опытов. Наряду с этим указанный план имеет высокую степень ортогональности и почти ротатабельный.

Основные уровни и интервалы варьирования факторов были выбраны по результатам предварительных экспериментов. Факторы в кодированном виде, выбранные интервалы варьирования и уровни факторов приведены в таблице 1.

Матрица некомпозиционного плана Бенкина второго порядка для трех факторов и условия эксперимента представлены таблицей 2.

Таблица 1 – Интервалы и уровни варьирования независимых переменных

Независимые переменные	Кодовое обозначение	Интервалы варьирования	Уровни переменных		
			основной 0	верхний +1	нижний -1
X_* – обобщенный показатель, характеризующий профиль рифленой поверхности	X_1	0,25	0,75	1*	0,5
z – двусторонний технологический зазор, %	X_2	5	15	20	10
δ – толщина материала заготовки, мм	X_3	1	3	4	2

Примечание. Значение $X_* = 1$ соответствовало пробивному пуансону со шлифованной рабочей частью.

Таблица 2 – Матрица планирования и результаты опытов

Номер опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	X_1^2	X_2^2	X_3^2	P_n , кН	P_c , кН	K_y	K_n	K_c
1	+1	+1	+1	0	+1	0	0	+1	+1	0	32,5	2,37	0,13	0,37	0,498
2	+1	+1	-1	0	-1	0	0	+1	+1	0	31,5	2,3	0,094	0,39	0,516
3	+1	-1	+1	0	-1	0	0	+1	+1	0	30,3	2,23	0,125	0,342	0,533
4	+1	-1	-1	0	+1	0	0	+1	+1	0	29,5	2,16	0,088	0,368	0,544
5	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	25,2	1,83	0,095	0,297	0,608
6	+1	+1	0	+1	0	+1	0	+1	0	+1	39,5	2,9	0,108	0,338	0,555
7	+1	+1	0	-1	0	-1	0	+1	0	+1	22,4	1,06	0,108	0,31	0,582
8	+1	-1	0	+1	0	-1	0	+1	0	+1	37,5	2,75	0,108	0,314	0,578
9	+1	-1	0	-1	0	+1	0	+1	0	+1	20,5	0,89	0,088	0,285	0,627
10	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	25,2	1,83	0,095	0,297	0,608
11	+1	0	+1	+1	0	0	+1	0	+1	+1	36,5	2,68	0,088	0,318	0,594
12	+1	0	+1	-1	0	0	-1	0	+1	+1	19,8	0,85	0,065	0,315	0,62
13	+1	0	-1	+1	0	0	-1	0	+1	+1	35,6	2,62	0,052	0,346	0,602
14	+1	0	-1	-1	0	0	+1	0	+1	+1	19,0	0,8	0,04	0,314	0,646
15	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	25,2	1,83	0,095	0,297	0,608

В соответствии с условиями экспериментов (таблица 2) осуществлялась пробивка рифлеными пуансонами следующих горячекатаных малоуглеродистых листовых сталей: 08кп толщиной 2 мм по ГОСТ1050-74, Ст3кп толщиной 3 мм по ГОСТ380-71, Ст3 толщиной 4мм по ГОСТ380-71. Двусторонний технологический зазор при пробивке составлял 10; 15; 20 % толщины заготовки. При этом регистрировались величины усилия пробивки P_n и съема P_c , а также отбирались пробитые образцы для определения коэффициентов геометрической точности профиля разделения K_y , K_n , K_c . Во всех точках факторного пространства эксперимент на каждом уровне повторялся трижды.

По результатам экспериментов, поставленных согласно указанной матрице планирования (таблица 2), были получены математические модели, характеризующие зависимость P_n , P_c , K_y , K_n , K_c от исследуемых независимых переменных X_1 , X_2 , X_3 . Эти модели представлены в виде полинома второго порядка вида:

$$y = b_0X_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3 + b_{12}X_1X_2 + b_{13}X_1X_3 + b_{23}X_2X_3 + b_{11}X_1^2 + b_{22}X_2^2 + b_{33}X_3^2, \quad (2)$$

где b_0 , b_1 , b_2 , b_3 , b_{12} , b_{13} , b_{23} , b_{11} , b_{22} , b_{33} коэффициенты уравнений регрессии; X_0 – фиктивная переменная, равная 1; X_1 , X_2 , X_3 – независимые переменные факторы в кодовом обозначении.

Результаты исследований

После математической обработки результатов опытов были получены следующие значения коэффициентов уравнения регрессии для усилия пробивки P_n : $b_0 = 25,2$; $b_1 = 1,0$; $b_2 = 0,475$; $b_3 = 8,475$; $b_{12} = 0,050$; $b_{13} = 0,050$; $b_{23} = -0,050$; $b_{11} = 4$; $b_{22} = 1,7$; $b_{33} = 0,75$.

Так как абсолютные величины коэффициентов регрессии параметра оптимизации P_n больше доверительного интервала, то все они являются статически значимыми.

Таким образом, уравнение регрессии для усилия пробивки P_n приняло вид:

$$P_n = 25,2 + X_1 + 0,475X_2 + 8,475X_3 + 0,05X_1X_2 + 0,05X_1X_3 - 0,05X_2X_3 + 4X_1^2 + 1,7X_2^2 + 0,75X_3^2, \quad (3)$$

Проверка полученной модели (3) по критерию Фишера показала ее адекватность при 5 %-м уровне значимости.

Аналогично были получены уравнения регрессии для усилия съема P_c , коэффициентов утяжки K_y , блестящего пояска K_n , скола K_c

$$P_c = 1,83 + 0,0775X_1 + 0,03375X_2 + 0,92375X_3 + 0,005X_1X_2 - 0,005X_1X_3 + 0,0025X_2X_3 + 0,30625X_1^2 + 0,13875X_2^2 - 0,23625X_3^2; \quad (4)$$

$$K_y = 0,0950 + 0,0069X_1 + 0,0151X_2 - 0,0015X_3 + 0,0005X_1X_2 - 0,0068X_1X_3 + 0,037X_2X_3 + 0,0260X_1^2 - 0,0110X_2^2 - 0,0277X_3^2; \quad (5)$$

$$K_n = 0,2970 + 0,0104X_1 + 0,00621X_2 - 0,0171X_3 + 0,0015X_1X_2 + 0,0052X_1X_3 - 0,0065X_2X_3 + 0,0334X_1^2 + 0,0371X_2^2 - 0,0431X_3^2; \quad (6)$$

$$K_c = 0,6080 - 0,0215X_1 - 0,0087X_2 + 0,0218X_3 - 0,0017X_1X_2 - 0,0048X_1X_3 + 0,0028X_2X_3 - 0,0549X_1^2 - 0,0304X_2^2 + 0,0751X_3^2. \quad (7)$$

Переход от кодированных значений независимых факторов (X_1 , X_2 , X_3) к натуральным (X_* , z , δ) осуществлялся по формулам:

$$X_* = \varepsilon_1X_1 + X_*z_0; \quad z = \varepsilon_2X_2 + z_0; \quad \delta = \varepsilon_3X_3 + \delta_0, \quad (8)$$

где $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – интервал варьирования факторов;

X_*, z_0, δ_0 – натуральные значения основных уровней факторов.

На рис. 2–4 приведены зависимости параметров процесса пробивки P_n, P_c, K_y, K_n, K_c от обобщенного показателя X_* и двустороннего технологического зазора z для исследуемого диапазона толщин заготовки, полученные на основании математических моделей (3)–(7).

Как следует из графиков, приведенных на рис. 2–4, зависимости

$$P_n - X_*, P_c - X_*, K_y - X_*, \quad K_n - X_*, K_c - X_*$$

напоминают собой параболическую функцию с явно выраженными экстремумами.

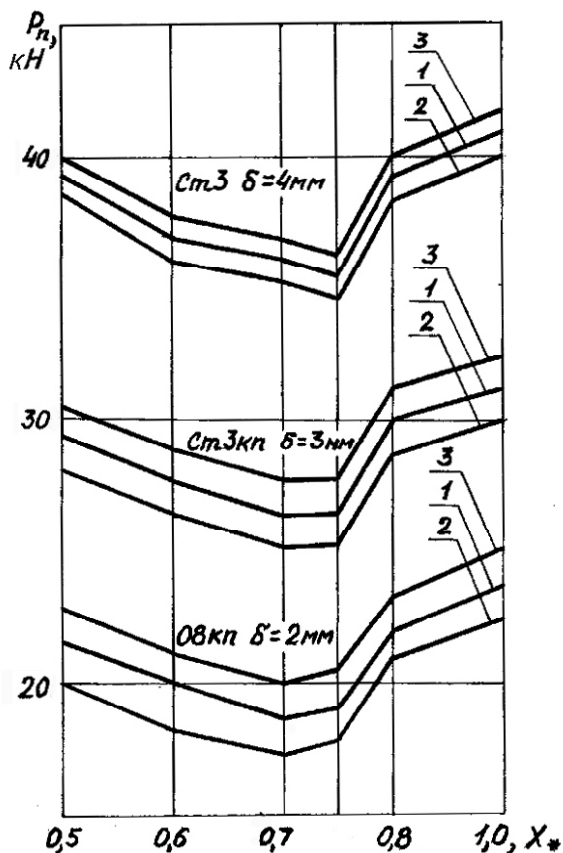


Рис. 2. Изменение усилий пробивки P_n горячекатаных листовых сталей толщиной 2, 3, 4 мм в зависимости от обобщенного показателя X_* при различных технологических зазорах z : 1, 2, 3 – $z = 10, 15, 20\%$

Выводы

1. На величину усилий пробивки P_n и съема P_c в порядке возрастания существенное влияние оказывают двусторонний технологический зазор z , обобщенный показатель X_* , толщина материала заготовки δ .

2. Наибольшее снижение усилия пробивки P_n и съема P_c от применения рифленых пуансонов наблю-

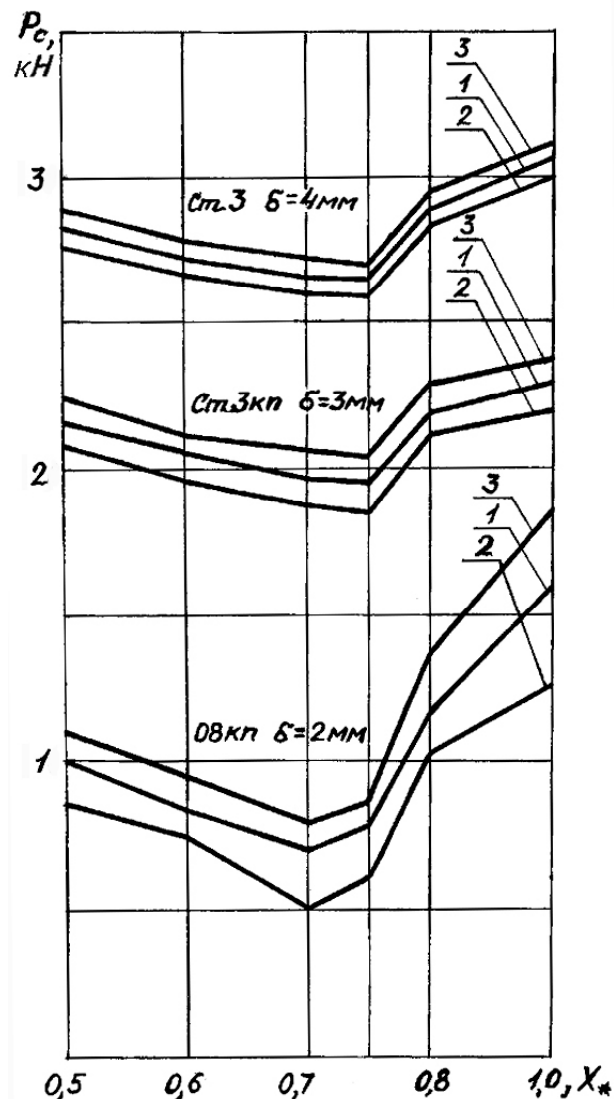


Рис. 3. Изменение усилий съема P_c горячекатаных листовых сталей толщиной 2, 3, 4 мм в зависимости от обобщенного показателя X_* при различных технологических зазорах z : 1, 2, 3 – $z = 10, 15, 20\%$

дось при пробивке стали толщиной 2 мм: усилие пробивки при этом снизилось до 20 %, усилие съема – в 2,5 раза.

3. С увеличением толщины материала заготовки влияние обобщенного показателя и двустороннего технологического зазора z на величину усилия пробивки P_n и съема P_c уменьшается.

4. С увеличением значения обобщенного показателя до 0,7...0,75 коэффициенты утяжки K_y и блестящего пояса K_n достигают минимальной величины для всего диапазона рассматриваемых толщин, а коэффициент скола K_c – максимальной величины.

5. На коэффициенты геометрической точности профиля разделения K_y, K_n, K_c большее влияние оказывает обобщенный показатель, чем величина двустороннего технологического зазора z .

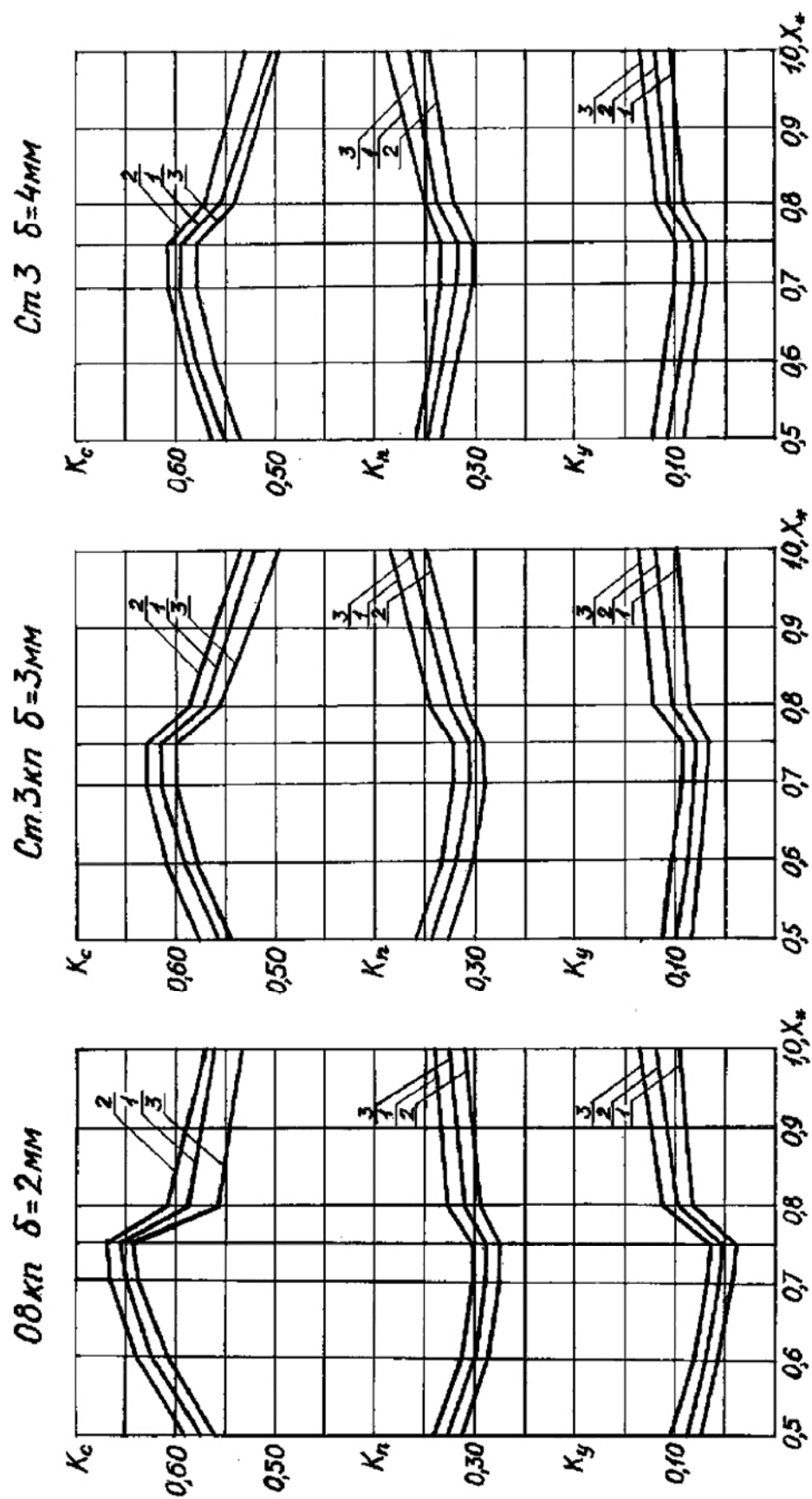


Рис. 4. Изменение коэффициента геометрической точности профиля разделения K_y , K_n , K_c при пробивке горячекатаных листовых сталей толщиной 2, 3, 4 мм в зависимости от обобщенного показателя X , при различных технологических зазорах z : 1, 2, 3 – $z = 10, 15, 20\%$

Список литературы

1. Влияние состояния поверхности пуансонов на силовой режим, износостойкость инструмента и качество деталей при пробивке листовой малоуглеродистой стали / [С. З. Юдович, Ю. Т. Сычук, Ю. А. Фурманов, В. А. Глазков] // Кузнечно-штамповочное производство. – 1973. – № 4. – С. 17–19.
2. Штамповочное резание по прямоугольному контуру посредством рифленых пуансонов с плоско-параллельными режущими кромками : пер. с болг. / [Цанко И. Цанков, Емил С. Костов] // Электропромышленность и приборостроение. – 1980. – Т. 5. – № 12. – С. 459–462.
3. Михаленко Ф. П. Стойкость разделительных штампов / Ф. П. Михаленко – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.
4. Box G. E. Some New Three Level Designs for the Study of Quantitative Variables / Box G. E., Behnken D.W. // *Tehnometrics*. – 1960. – P. 455–475.
5. Спиридонов А. А. Планирование эксперимента : уч. пособие / А. А. Спиридонов, Н. Г. Васильев. – Свердловск : Изд-во УПИ им. С. М. Кирова, 1975. – 150 с.
6. Спиридонов А. А. Планирование эксперимента при исследовании и оптимизации технологических процессов : уч. пособие / А. А. Спиридонов, Н. Г. Васильев. – Свердловск : Изд-во УПИ им. С. М. Кирова, 1975. – 140 с.
7. Нагорный Ю. И. Расчет работы разделения при пробивке рифленым пуансоном / Ю. И. Нагорный, Ю. Т. Сычук, С. З. Юдович // *Изв. ВУЗов*. – 1990. – № 2. – С. 91–94.

Одержано 25.01.2011

Сычук Ю.Т., Нагорный Ю.И., Чигиринський В.В. Вплив параметрів процесу пробивки рифленими пуансонами на силові витрати й коефіцієнти геометричної точності деталей

Досліджено вплив параметрів процесу пробивки рифленими пуансонами гарячекатаних малоуглецевих листових сталей на силовий режим і якість штампованих деталей; методами множинного регресійного аналізу отримані математичні моделі, які показують залежність силових витрат і якості штампованих деталей від досліджених параметрів процесу.

Ключові слова: пуансон, рифлення, пробивка, зйом, утяжка, пояска, сколювання.

Sychuk Yu., Nagorniy Yu., Chigirinskiy V. Influence of fluted punches piercing process parameters on force consumption and details geometrical accuracy coefficients

The influence of fluted punches piercing process parameters of hot-rolled low-carbon sheet steels on force regime and stamp details quality was researched. The mathematical models which express dependencies between force consumption, stamp details quality and investigated process parameters were received using multiple regression analysis method.

Key words: punch, flutes, piercing, skimming, bending, cutting zone, breaking.

УДК 621.793.6:669.35

Д-р техн. наук Б. П. Середя, Д. О. Кругляк

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НА БРОНЗАХ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Показаны результаты исследований структуры и свойств титаноалюмосилицированных и хромоалюмосилицированных покрытий на медных сплавах, полученных в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, защитное покрытие, медные сплавы.

Введение

Формирование многокомпонентных силицированных покрытий происходит в условиях теплового самовоспламенения или горения порошковых сред, содержащих газотранспортные добавки. Изменяющая-

ся во времени температура вначале за счет внешнего прогрева, а затем за счет воспламенения ведет к тому, что ни тепловое, ни химическое равновесие до полного окончания процесса и остывания продуктов невозможно. Скорости протекания химических процессов

определяются кинетическими закономерностями, зависящими как от температуры, так и от диффузионных факторов. Предполагая на стадии прогрева, что торможение диффузионных процессов газовой фазы невелики, а скорость изменения температуры мала по сравнению со скоростью протекания химических реакций, можно считать, что каждому температурному значению соответствует равновесный состав продуктов.

Для разработки конкретных способов получения защитных покрытий на бронзах в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза требуется выяснения термодинамических особенностей процесса [1–3].

Целью работы является определение оптимальных условий формирования легированных силицированных слоев на медных сплавах выполнив термодинамический анализ газовой фазы.

Методика проведения исследования

Расчет равновесного состава продуктов проводили для исходной смеси, состоящей из M веществ, содержащих i -химических элементов. При фиксированных значениях V и T из этих элементов в результате химических реакций могут образоваться m_κ – веществ, присутствующих в $\kappa = 0, 1 \dots q$ различных фазах. Набор веществ включает 1 атомарный и $(m-1)$ молекулярных компонентов, реакции образования которых представлены в формуле уравнений диссоциации:

$$M_{ik} \leftrightarrow \sum_j^{\kappa} a_{ikj} \cdot A_j, \quad (1)$$

где $i_\kappa = 0, 1 \dots m_\kappa$ – номер продуктов, принадлежащего κ -й фазе;

$j = 0, 1 \dots i$ – номер химического элемента;

a_{ikj} – число атомов j -го сорта в i -м веществе.

Математическая формулировка задачи сводится к минимизации термодинамического потенциала:

$$F(n_{ik}) = \sum_{\kappa} \sum_{ik} n_{ik} \left(\ln \frac{n_{ik}}{N_{\kappa}} + G_{ik} \right) = [F(n_{ik})]_{\min} \quad (2)$$

при ограничениях на неизвестные n_{ik} , вытекающих из закона сохранения вещества

$$\sum_{\kappa} \sum_{ik} a_{ikj} \cdot n_{ik} = b_j \quad (3)$$

и правила фаз Гиббса

$$f + q \leq 1 + 2 \quad (4)$$

при требовании их неотрицательности

$$n_{ik} \geq 0, \quad (5)$$

где $N_{\kappa} = \sum_{ik} n_{ik}$, $N = \sum_{\kappa} N_{\kappa}$, $G_{ik} = \frac{\mu_{ik}}{RT}$.

При расчете горения система (2)–(5) дополняется уравнением сохранения энергии:

$$\sum_j b_j I_j(T_H) = \sum_{\kappa} \sum_{ik} n_{ik} I_{ik}(T_G), \quad (6)$$

где $I(T) = \Delta H_f T_0 + (H_T - H_0)$ – полная физическая энтальпия;

$\Delta H_f T_0$ – теплота образования вещества из элементов в стандартном состоянии при $T_0 = 298,15$ К.

Определение продуктов реакций позволяет смоделировать процесс формирования защитных слоев в условиях СВС, а на основании расчета адиабатических температур горения СВС-систем мы сможем решить уравнение теплового баланса рассматриваемых систем.

Микроструктуру упрочненных слоев исследовали на световом микроскопе «Neophot-21», анализ фазового состава осуществляли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3. Микротвердость покрытий определяли на приборе ПМТ-3.

Расчет равновесного состава продуктов реакции в порошковых СВС-смесях выполняли при помощи прикладного пакета программы «Аста» [4]. При расчете использовали базу данных термодинамических свойств индивидуальных веществ, содержащую наиболее надежную информацию о значениях энтропии, энтальпии, удельной теплоемкости, свободной энергии Гиббса, а также о величине теплоты образования более 1500 веществ. Отсутствующую в базе данных «АСТРА» термодинамическую информацию брали в работах [5, 6]. Давление во всех случаях принимали равным атмосферному (0,098 МПа), а температуру варьировали от 500 до 1500 К с шагом 100 К.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате горения порошковых смесей с газотранспортным агентом (ГТА) возможно образование газовой фазы, содержащей соединения J_2 , NH_4Cl с входящими в нее химическими элементами. С увеличением температуры наблюдается увеличение количества галогенидов. Это подтверждает возможность переноса легирующих элементов для образования покрытий.

Существование предельных температур, до которых возможно распространение фронта горения, вносит определенные ограничения по использованию режима горения в качестве технологического. Напротив, режим теплового самовоспламенения свободен от этих ограничений. Разбавляя исходную порошковую смесь инертным веществом, вплоть до 75–80 % масс., можно добиться снижения максимальной температуры процесса до технологически необходимых температур.

Основными соединениями в газовой фазе в диапазоне температур 400–1200 К являются: SiJ_2 , SiJ_3 , AlJ , AlJ_2 , $CrCl_2$, $TiCl_2$, $TiCl_4$, а также йод в атомарном и молекулярном виде.

С увеличением температуры количество продуктов в газообразной фазе возрастает и выделяются конденсированные продукты. Характерно, что в области температур 400–1200 К доля конденсированной фазы падает, что связано с испарением используемых носителей. Одновременно, начиная с температуры 800 К, происходит распад продуктов реакции, что подтверждает появление продуктов разложения и резкое увеличение количества молей газа.

Количественная оценка парциального давления основного галогенида – транспортера над насыщаемой поверхностью позволила для рассматриваемой системы выбрать в качестве активатора йод, обеспечивающий наиболее благоприятные условия переноса кремния и легирующих элементов в подложку.

Исследование структуры и фазового составов по-

крытий (рис. 1) показало, что в зависимости от температурно-временных параметров насыщения слои получают либо однофазными, либо многофазными. В результате процесса титаноалюмосилицирования и хромоалюмосилицирования на поверхности образцов образуется покрытие сербристого цвета, прочно связанное с основным металлом. Микротвердость поверхности диффузионного слоя составляет 8000 МПа.

Особенности строения и разный химический состав силицидных слоев оказывают заметное влияние на характер распределения микротвердости по толщине силицированных покрытий (рис. 2). Снижение максимальной твердости получаемых покрытий по сравнению с использованием традиционных составов на основе кремния является весьма положительным фактором для определенных условий эксплуатации.

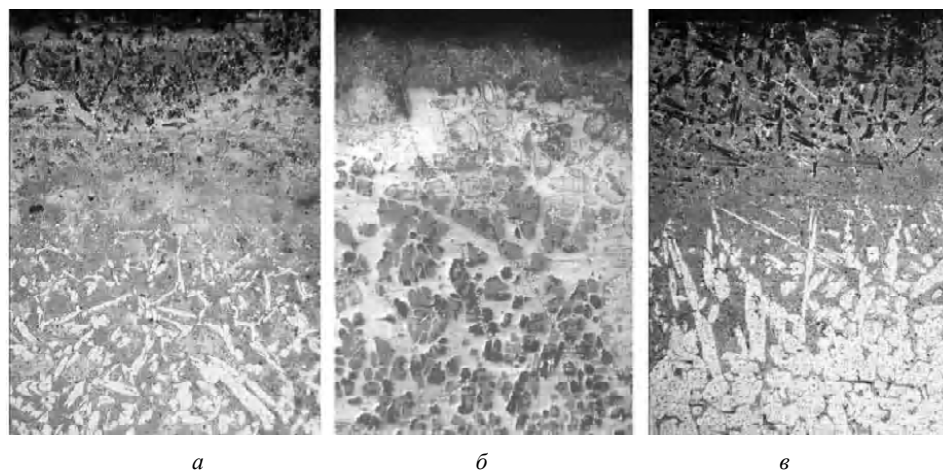


Рис. 1. Микроструктура многокомпонентных силицированных покрытий, полученных СВС на медных сплавах ($\times 100$):
а – БрАЖМц-10-3-1,5; б – ЛМцЖ-55-4-1; в – БрАЖ-9-4

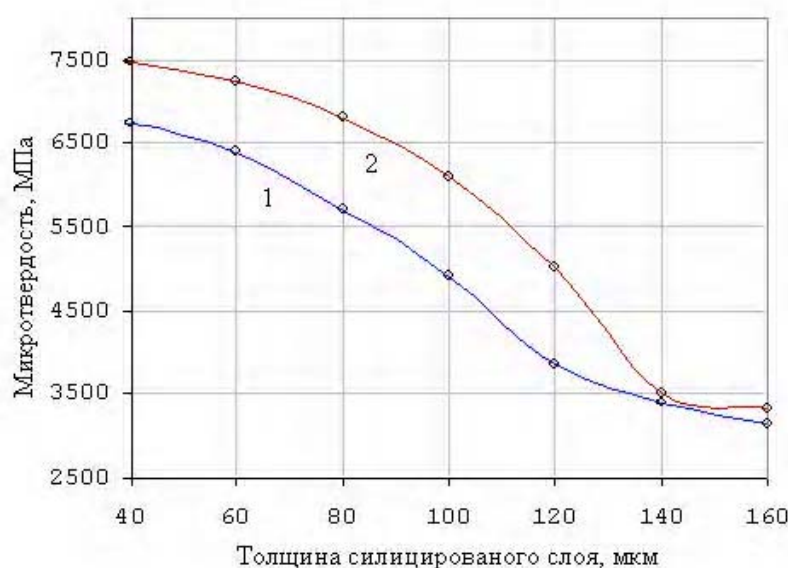


Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине покрытий:
1 – Ti-Al-Si, 2 – Cr-Al-Si

На установке для испытания материалов на истирание выполнены исследования влияния силицированных покрытий на износ образцов ($V_{ск} = 2,5$ м/с, $P = 1,0$ МПа). В качестве контртела использовали бруски из быстрорежущей стали Р6М5, закаленные до твердости HRC 62–65 [7]. Испытаниям подвергали две партии образцов по 10 штук каждая: первая партия без покрытия, вторая с силицированными покрытиями толщиной 40–100 мкм. За критерий износа была принята способность обработанной поверхности испытываемых образцов сопротивляться истиранию, которая оценивалась промежутком времени от начала испытаний до появления на диаграммной ленте самописца всплесков, вызванных процессом схватывания материала образца и контртела.

Выводы

1. В результате термодинамического анализа реакций СВС-смесей, в процессе горения, разработаны физико-химические схемы превращений, включающие три стадии: стадию прохождения реакций горений, стадию реакций распада газотранспортного носителя, стадию прохождения химических транспортных реакций и реакций обмена с подложкой. В режиме теплового самовоспламенения определены пять стадий: стадия инертного прогрева, стадия теплового самовоспламенения, стадия падения температуры до температуры силицирования, стадия экзотермической выдержки и стадия охлаждения.

2. Исследованы структура и некоторые свойства полученных титаноалюмосилицированных и хромоалюмосилицированных покрытий на медных сплавах.

3. Показано, что дополнительное легирование металлом-восстановителем повышает стойкость силицированных покрытий в условиях сухого трения.

Список литературы

1. Обробка металів тиском при нестационарних температурних умовах : монографія / [Б. П. Середя, І. В. Кругляк, О. А. Жеребцов, Ю. О. Белокоп]. Запоріжжя : ЗДІА, 2009 – 252 с.
2. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтеза материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
3. Середя Б. П., Палехова И. В. Получение многокомпонентных защитных покрытий методом газотранспортной СВС-технологии / Б. П. Середя, И. В. Палехова // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2006. – № 2. – С. 66–69.
4. Синярев Г. Б. Применение ЭВМ для термодинамических расчетов металлургических процессов / Г. Б. Синярев, Н. А. Ватолин, Б. Г. Трусов. – М. : Наука, 1982. – 263 с.
5. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений : справочник / [под ред. Т. Я. Косолаповой]. – М. : Металлургия, 1986. – 928 с.
6. Термические константы веществ : справочник / [под ред. В. П. Глушко]. – М. : Наука, 1978. – 274 с.
7. Титлянов А. Е. Создание износостойких слоев на медных изделиях / А. Е. Титлянов, А. Т. Радюк, В. Е. Кузнецов // Материаловедение. – 1998. – № 12. – С. 42–44.

Одержано 02.03.2011

Середя Б.П., Кругляк Д.О. Особливості формування на бронзах захисних покриттів, отриманих в умовах саморозповсюджувального високотемпературного синтезу

Показано результати досліджень структури і властивостей титаноалюмосиліційованих та хромоалюмосиліційованих покриттів на мідних сплавах, отриманих в умовах саморозповсюджувального високотемпературного синтезу.

Ключові слова: саморозповсюджувальний високотемпературний синтез, захисне покриття, мідні сплави.

Sereda B., Kruglyak D. Features of protective coverings forming on bronze in the conditions of self-propagating high-temperature synthesis

The results of structure and properties investigation of Ti-Al-Si and Cr-Al-Si coverings copper alloys received by self-propagating hightemperature synthesis (SHS) were shown.

Key words: self-propagating high-temperature synthesis, protective covering, copper alloys.

УДК 621.9.06-187.4

Канд. техн. наук В. В. Солоха, В. С. Ліліченко, канд. техн. наук М. В. Фролов

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ЗНИЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕПЛОВИХ ДЕФОРМАЦІЙ НА ТОЧНІСТЬ ОБРОБКИ НА ТОКАРНИХ ВЕРСТАТАХ

Досліджено вплив інтенсивності охолодження шпиндельного вузла токарного автоматизованого верстата на температурні зміщення в зоні різання. Виконані розрахунки параметрів повітряного потоку, що забезпечують необхідне тепловідведення та запропонована конструктивна схема охолодження шпиндельного вузла.

Ключові слова: токарний автоматизований верстат, температурні деформації, охолодження шпиндельного вузла, точність обробки.

Вступ

Робота на верстатах з високими швидкостями супроводжується значним тепловиділенням у механізмах та системах верстата, що спричиняє до температурні деформації елементів несучої системи. Похибки, викликані тепловими деформаціями, становлять 40...70 % від загальної похибки обробки [1], вони можуть зробити неможливим одержання деталей з необхідною точністю. Особливої ваги це питання набуває з використанням автоматизованого обладнання, що працює за наперед розробленою керуючою програмою (верстати-автомати та напівавтомати, верстати з ЧПК, багатопільові верстати).

Сьогодні існують різні способи і пристрої, що покликані зменшувати температурні деформації, але часто вони досить дорогі і суттєво збільшують вартість самого верстата або їх конструкція неповною мірою дозволяє застосовувати їх у токарних автоматах.

Метою досліджень є забезпечення умов підвищення точності токарних автоматизованих верстатів за рахунок зниження долі температурних деформацій у балансі точності.

1 Аналіз причин та шляхи усунення похибок форми при обробці

Температура шпиндельного вузла визначається тепловиділенням в опорах шпинделя та тепловиділенням у передачах, розміщених у шпиндельній бабці верстата. У випадку винесення приводних елементів за межі шпиндельної бабки, що має місце у більшості прецизійних верстатів, або застосування привода без коробки швидкостей, основним джерелом нагрівання шпиндельної бабки є шпиндельні опори, інтенсивність тепловиділення в яких і визначає температурне поле шпиндельної бабки і, відповідно, температурні деформації.

Результати попередніх досліджень щодо зменшення тепловиділення в опорах шпинделя за рахунок вибору відповідного режиму змащування підшипників,

показали можливість суттєвого зниження робочої температури опор шпинделя, але невирішеною залишилась проблема дисбалансу температур передньої та задньої опор.

Температурні деформації шпиндельного вузла верстата впливають на точність розміру і форми оброблюваних деталей. Вплив на точність форми деталі зумовлений нерівномірним нагріванням стінок шпиндельної бабки, що несуть опори шпинделя. Як правило, за умов оптимального змащення, передня опорна стінка має вищу температуру у порівнянні з задньою, що є наслідком декількох причин: у передній опорі, як правило, установлюється більша кількість підшипників, до того ж підшипники мають більший діаметр, ніж у задній опорі; часто тепловіддача від задньої стінки більша ніж від передньої внаслідок обдування її повітряними потоками від шківа пасової передачі.

Нерівномірне нагрівання стінок шпиндельної бабки, що несуть опори шпинделя, зумовлює перекіс осі шпинделя і, відповідно, похибки форми оброблюваної поверхні деталі. Усунення цих похибок можливе лише шляхом вирівнювання температурного поля передньої і задньої стінок шпиндельної бабки на мінімально можливому рівні. Це може бути досягнуто примусовим охолодженням шпиндельних опор. Системи рідинного охолодження шпиндельних вузлів, що застосовується в сучасних верстатах для швидкісного різання, досить дорогі і складні, оскільки вони повинні забезпечувати не лише прокачування рідини через опору, але й тепловідведення, тобто повинні мати холодильні установки, що підтримують температуру рідини, яка прокачується через систему охолодження опори, на визначеному рівні.

Зберігаючи принцип зниження температури шпиндельного вузла за рахунок збільшення тепловідведення, можна запропонувати схему, коли охолодження здійснюється повітряним потоком, що створюється спеціальним вентилятором, установленим на шпинделі верстата. Для одержання більшого ефекту в опорних

стінках шпindelного вузла виконуються спеціальні канали, через які проходить повітряний потік. Форма каналів та параметри вентилятора вибираються виходячи з рівності температури передньої і задньої опорних стінок, до того ж температури повинні бути по можливості мінімальними.

Коефіцієнти тепловіддачі поверхонь визначаються через критерій Нусельта:

$$\alpha = \frac{Nu \lambda_p}{l}, \quad (1)$$

де Nu – критерій Нусельта, що являє собою безрозмірний коефіцієнт тепловіддачі;

λ_p – коефіцієнт теплопровідності, Вт/(мК);

l – визначальний розмір, м.

Критерій Нусельта характеризує відношення інтенсивності будь-якого виду конвективного теплообміну до розподілу температури у приграничному шарі середовища. Його можна подати у вигляді функціональної залежності між критеріями подібності:

$$Nu = k Re_p^m Pr_p^n \left(\frac{Pr_p}{Pr_{нов}} \right)^{0,25}, \quad (2)$$

де Re – критерій Рейнольдса, що характеризує гідродинамічний режим потоку повітря;

Pr – критерій Прандтля, що характеризує теплофізичні властивості середовища;

Відношення $\left(\frac{Pr_p}{Pr_{нов}} \right)^{0,25}$ враховує зміну властивостей теплоносія по товщині приграничного шару. Для газів з достатньою точністю можна вважати, що

$$\left(\frac{Pr_p}{Pr_{нов}} \right)^{0,25} = 1.$$

Отже, безрозмірний коефіцієнт тепловіддачі можна представити у вигляді залежності $Nu = f(Re)$.

Число Re потоку, що має створюватися вентилятором, визначимо виходячи з необхідної величини коефіцієнта тепловіддачі відповідної поверхні, що забезпечує рівність температури передньої та задньої опорних стінок.

Критерій Рейнольдса є функцією від швидкості потоку повітря і характеризує відношення сил інерції до сил в'язкого тертя, внаслідок якого при вимушеному русі середовища можуть формуватися ламінарні чи турбулентні режими течії:

$$Re = \frac{Wl}{\vartheta_B}, \quad (3)$$

де W – швидкість повітряного потоку, м/с;

ϑ_B – кінематичний коефіцієнт в'язкості, м²/с.

З формули (3) основною змінною величиною, що

в кінцевому підсумку впливає на величину тепловіддачі поверхні, є швидкість потоку повітря, що омиває її.

З умов забезпечення гранично допустимої температури та рівномірності температур опорних стінок шпindelної бабки можна визначити швидкість потоку, що забезпечить необхідні умови теплообміну. Швидкість потоку повітря W пов'язана з конструктивними параметрами вентилятора залежністю:

$$W = \frac{4Q}{\pi(D^2 - d^2)}, \quad (4)$$

де D – зовнішній діаметр робочого колеса, м;

d – втулковий діаметр, м.

Q – продуктивність вентилятора, яка залежить від геометричних параметрів вентилятора та частоти обертання, м³/с [2]:

$$Q = \frac{qD^3n}{24,3\sqrt{\gamma\vartheta\chi\lambda\beta}}, \quad (5)$$

де q – коефіцієнт продуктивності вентилятора;

n – частота обертання, хв.⁻¹;

$\gamma, \vartheta, \chi, \lambda, \beta$ – коефіцієнти, що залежать від параметрів лопаток вентилятора.

Виходячи з обмежень, обумовлених технічними характеристиками верстата (частота та напрямок обертання шпindelа) та розмірами шпindelної бабки і самого шпindelа, необхідна швидкість потоку повітря може забезпечуватися параметрами лопаток вентилятора.

2 Опис конструкції шпindelного вузла з системою повітряного охолодження

Викладені вище положення реалізуються в конструкції шпindelного вузла токарного автоматизованого верстата, яка має ряд інженерних рішень, спрямованих на вирівнювання температурного поля шпindelної бабки і зниження впливу температурних деформацій на точність обробки.

Для охолодження опорних стінок шпindelної бабки безпосередньо на шпindelі встановлюється вентилятор (рис. 1) для прокачування потоку повітря через опорні стінки шпindelної бабки.

Оскільки обробка на токарних автоматах ведеться як на лівих, так і на правих обертах, то лопатки вентилятора повинні мати прямий профіль, що забезпечить можливість прокачування повітря в обох напрямках. Над задньою опорою в стінці корпусу шпindelної бабки виконується наскрізний отвір-канал з відповідним поперечним перетином. У передній опорній стінці виконуються два отвори-канали, один під, а інший над передньою опорою для більш ефективного охолодження, враховуючи більш високу робочу температуру опори. Канали в передній опорній стінці доцільно виконати у формі конфузора, що, з одного боку, полегшить виймання з них формувальних моделей, а з іншого – збільшить середню швидкість потоку повітря в каналі,

що в свою чергу збільшить тепловідведення від стінок корпусу і, як наслідок, зменшить температуру і температурні деформації. Прискорення потоку на конфузорних ділянках призводить до зменшення інтенсивності турбулентного перенесення тепла, що зумовлено ламінаризацією потоку, але використання каналів прямого профілю матиме менший ефект, оскільки величина тепловіддачі є степеневою функцією від швидкості потоку теплоносія $\alpha \propto W^m$ [3], тобто збільшення тепловіддачі можна досягти збільшенням швидкості потоку теплоносія. Поверхня каналів має бути шорсткою, що також є одним з ефективних засобів інтенсифікації процесу теплообміну, суть якого полягає в руйнуванні елементами шорсткості в'язкого підшару в турбулентному русі та в підвищенні несталості приграничного шару, внаслідок чого, за інших однакових умов, перехід з ламінарної течії в турбулентну настає за менших значень числа Re.

Напрямок обертання шпинделя, враховуючи форму лопаток вентилятора, на ефективність роботи вузла не впливає.

3 Аналіз отриманих результатів

Ефективність запропонованих рішень перевірялась на прикладі конструкції шпиндельної бабки токарно-револьверного автомата з максимальним діаметром обробки 16 мм. Температурне поле шпиндельного вузла розраховувалося методом скінчених елементів для максимальної частоти обертання шпинделя 6300 хв⁻¹,

коли спостерігається найбільше тепловиділення в шпиндельних опорах. Виходячи з конструкції шпиндельних опор (в передній опорі встановлено три підшипники проти двох підшипників у задній, до того ж підшипники передньої опори мають більший діаметр) та розміщення приводного шківів на задньому кінці шпинделя тепловий потік в передній опорі буде більшим, а тепловіддача від неї меншою, ніж у задній опорі. В результаті теплове поле шпиндельної бабки буде нерівномірним по довжині бабки (рис. 2, а). Температура несучої стінки під передньою опорою складає близько 53 °С, в той час як під задньою не перевищує 43 °С. Нерівномірність температурного поля зумовлює нерівномірні температурні зсуви шпиндельної бабки під опорами шпинделя (рис. 3, а), що спричиняє перекіс осі шпинделя та призводить до втрати точності обробки на верстаті.

У разі застосування запропонованої конструкції охолодження, за тієї самої потужності втрат на тертя в опорах шпинделя, температура шпиндельної бабки під опорами, по-перше, знижується, особливо під передньою опорою, по-друге, вирівнюється за довжиною шпиндельної бабки (рис. 2, б). Різниця температур під передньою та задньою опорами знаходиться в межах 1–2 °С. Внаслідок температурних деформацій зсуви шпинделя у вертикальній площині в передній та задній опорах практично вирівнюються (рис. 3, б), що усуває виникнення похибки форми оброблюваної деталі.

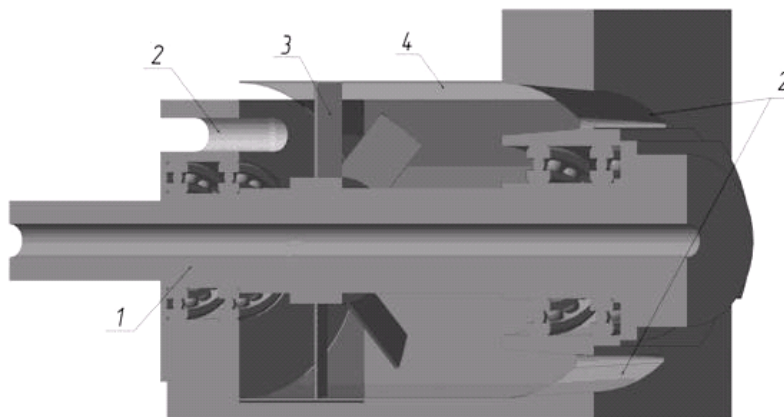


Рис. 1. Модель шпиндельного вузла з вентилятором: 1 – шпиндель, 2 – канали; 3 – вентилятор; 4 – кожух

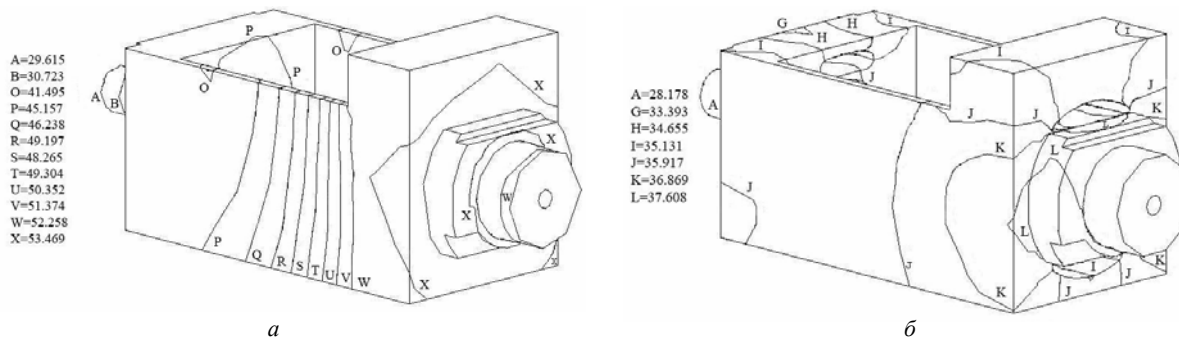


Рис. 2. Температурне поле шпиндельної бабки: а – базової моделі; б – вдосконаленої конструкції

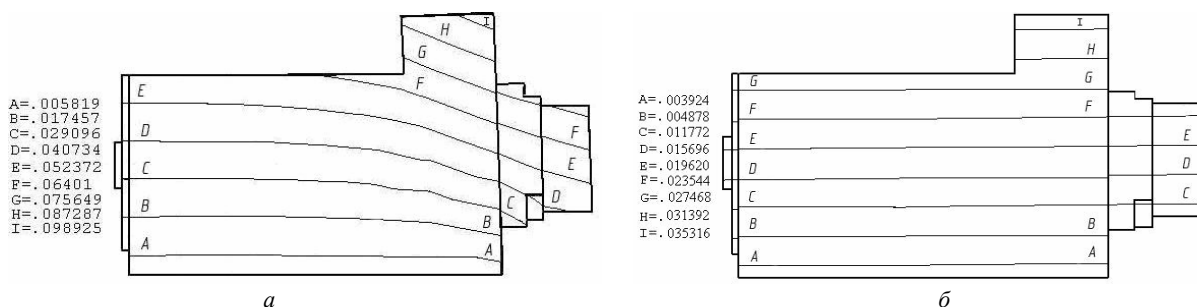


Рис. 3. Температурні деформації шпиндельної бабки у вертикальній площині: а – базова модель; б – вдосконалена модель

Висновки

Запропонована конструктивна схема охолодження шпиндельного вузла дозволяє знизити та вирівняти температуру опорних стінок шпиндельної бабки, внаслідок чого температурний зсув шпинделя відбувається рівномірно без перекосів, що дозволяє позбутися похибок форми оброблених деталей, що виникають внаслідок температурних деформацій.

Список літератури

1. Проников А. С. Проектирование станков и станочных систем / Проников А. С, Аверьянов О. И. – М. : Машиностроение, 1994. – 444 с.
2. Виноградов В. И. Исследование вентиляторов электрических машин / В. И. Виноградов. – Л. : Энергия, 1970. – 90 с.
3. Жукаускас А. А. Конвективный перенос в теплообменниках / А. А. Жукаускас. – М. : Наука, 1982. – 472 с.

Одержано 11.01.2011

Солоха В.В., Лиличенко В.С. Снижение влияния тепловых деформаций на точность обработки на токарных станках

Исследовано влияние интенсивности охлаждения шпиндельного узла токарного автоматизированного станка на температурные смещения в зоне резания. Выполнены расчеты параметров воздушного потока, которые обеспечивают необходимый теплоотвод, и предложена схема охлаждения шпиндельного узла.

Ключевые слова: токарный автоматизированный станок, температурные деформации, охлаждение шпиндельного узла, точность обработки.

Soloha V., Lilichenko V. Decreasing of the influence of thermal deformations on accuracy of the machining using the turning machine tool

The influence of spindle assembly cooling intensity in the turning automated machine tool on temperature displacement in a cutting zone was researched. The calculations of air flow parameters, which provide necessary heat outlet and a scheme of spindle cooling unit, were performed.

Key words: automatic lathe machine, thermal deformation, cooling spindle assembly, precision machining.

УДК 669.28:519/87

Д-р техн. наук С. М. Григорьев¹, А. С. Петрищев²,
канд. фіз.-мат. наук Г. А. Шишканова²

¹ Національний університет, ² Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ОПТИМІЗАЦІЯ ТЕХНІКО-ЕКОНОМІЧНИХ ПОКАЗНИКІВ ТЕХНОЛОГІЇ ВИРОБНИЦТВА СПЛАВУ «СИР»

Виконано розробку та оптимізацію багатофункціональної системи залежностей техніко-економічних показників виробництва сплаву для легування та розкиснення швидкорізальних сталей на основі техногенних відходів. Знайдено та досліджено оптимальні області техніко-економічних показників та витратних коефіцієнтів, у результаті чого виявлено можливість підвищення якості сплаву для легування та розкиснення сталі з найбільш вигідним вмістом легувальних елементів у ньому та зниження собівартості виплавки сталі з його використанням.

Ключові слова: техніко-економічні показники, техногенні відходи, легування, сталь, математична модель, собівартість, легувальні елементи.

Вступ

Україна не має власної мінерально-сировинної бази для виробництва легувальних матеріалів на основі рідкісних і тугоплавких елементів. Потреба в них задовольняється імпортними постачаннями з близького і далекого зарубіжжя. Особливо ця проблема загострилася останніми роками у зв'язку зі стрімким зростанням цін на них на світовому ринку споживання. Тому розробка вітчизняних ресурсозберігальних технологій молибден- і вольфрамвмісних сплавів і лігатур, тим більше з паралельною утилізацією немобільних відходів (окалина швидкорізальних сталей) являє собою не лише науковий, але, насамперед, практичний промисловий інтерес.

Дефіцит фінансових коштів для технічного розвитку і організації виробництва на більшості металургійних підприємств ускладнює впровадження технологій, що сприяють скороченню техногенних відходів і викидів шкідливих речовин [1, 2].

Орієнтація на переважно екстенсивне використання природних ресурсів економічно виправдана в недалекому минулому, в сучасних умовах не тільки недоцільна, але й неможлива. Доступність та порівняна дешевизна природних ресурсів, що мала місце в період екстенсивного економічного зростання, не стимулювала формування прогресивної з сучасних позицій технологічної структури металургії, комплексне використання сировини та матеріалів, що призвело до надмірної енерго- та матеріалоємності кінцевого продукту. Ці тенденції особливо проявилися в металургії рідкісних металів та легувальних матеріалів на їх основі. В нинішній період ця проблема посилюється відсутністю сировинних джерел для виробництва тугоплавких легувальних матеріалів, а їх дефіцит поповнюється імпортними поставками [3–5].

Ситуація, що склалася з утворюваними відходами та їх переробкою, характеризується низьким ступенем використання коштовних дефіцитних рідкісних та тугоплавких елементів, а також відсутністю на практиці надійних технологій їх утилізації з техногенних відходів. Це, в свою чергу, знижує ефективність виробництва металопродукції [6].

У разі використання дрібнодисперсних оксидних відходів, не забруднених супутніми домішками сірки і фосфору, економічно доцільна металізація в гетерогенній системі без появи рідких фаз [1, 7].

У випадку використання забруднених супутніми шкідливими домішками відходів, як правило, здійснюється рафінувальна плавка, як, наприклад, утилізація коштовних елементів та заліза з техногенних відходів (окалина, пилу, шламу та ін.) у рамках проекту ZEWA [8] та виробництво лігатур і сплавів на основі різних техногенних відходів та залізородної сировини методом відновлення оксидів металів у залізовуглецевому розплаві [9].

Основним способом одержання та використання забрудненої вторинної сировини з відходів є рафіну-

вальна плавка в системі рідкофазних реакцій з застосуванням шлакоутворювачів, інертних газів, вакууму та їх поєднання. Однак такі способи утилізації легувальних елементів не забезпечують очікуваної на практиці ефективності, що обумовило вирішення проблем підвищення ефективності ресурсо- та енергозбереження з техногенних відходів та покращення їх якості [10].

У даній роботі, присвяченій підвищенню ступеня використання тугоплавких елементів у металургії, їх отриманню і використанню у виробництві спеціальних сталей і сплавів, перевага віддана переробці металовмісних легованих відходів методом рафінувальної плавки в середовищі з надлишковим вмістом розкиснювача [11–14]. Це пов'язано, перш за все, з тим, що технологічно процеси промислового виробництва і переробки металопродукції на сучасному етапі розвитку не виключають забруднення техногенних відходів супутніми неметалічними домішками. Такі відходи без попередньої рафінувальної обробки за чинними технологічними інструкціями не можуть повертатися як шихтові матеріали [10].

Інша важлива проблема підвищення ефективності використання металлооксидних легованих відходів – це ступінь наскрізного вилучення коштовних рідкісних і тугоплавких елементів з метою зменшення окиснювального потенціалу розплаву сталі при використанні сплаву для легування і розкиснення швидкорізальних сталей типу SiP , що випускається по ТУ 14-437-87-90.

Матеріали та методика проведення досліджень

У роботі було використано матеріали промислових результатів виплавки та застосування сплаву типу SiP для легування та розкиснення сталі [12].

Завдання комплексного легування з одночасною утилізацією металургійних відходів досягається тим, що шихта включає металевий порошок і матеріал, що містить оксиди легувальних елементів, подрібнений феросиліцій і/або металевий кремній, а також додатково містить окалину і/або стружку сталей, високолегованих хромом, а як матеріал, що містить оксиди легувальних елементів, – окалину швидкорізальних сталей.

З метою досягнення оптимальних властивостей цільового продукту з урахуванням комплексного впливу складу шихти на економію від використання сплаву для легування та розкиснення сталей використовувався регресійний аналіз [15].

Теорія та аналіз отриманих результатів

Фактори, що досліджувалися в роботі, занесені в таблицю 1.

Дослідивши взаємозв'язок процесів експериментально, можна побудувати функціональний зв'язок між ними і з деякою вірогідністю планувати майбутні події. Загальне зниження собівартості, яке залежить від багатьох факторів, можна описати за допомогою нелінійної множинної регресії. Оцінки коефіцієнтів регресійної моделі знаходимо за допомогою МНК (методу найменших квадратів) у матричній формі.

У результаті було одержано математичну модель, що має такий вигляд:

$$y = 63,4631 - 10,2418 \ln x_1 - 0,1719x_2 - 0,0805x_3 + 0,0007(x_4)^2 + 0,0176x_5, \quad (1)$$

де y – загальне зниження собівартості переділу виплавки сталі з використанням сплаву, %, x_1 – окалина швидкорізальних сталей Р6М5 та Р6М5Ф3 (суміш), x_2 – окалина сталей, високолегованих хромом 95Х18 та Х23 (суміш); x_3 – стружка сталей, високолегованих хромом 95Х18 та Х23 (суміш); x_4 – металевий порошок (шліфувальний пи́л си́лової обробки сталі Р6М5 та Р6М5Ф3); x_5 – витрати ферохрому при виплавці сталі з використанням сплаву, кг/т.

При побудові структури регресії, з одного боку, потрібно включити в регресію всі фактори, які мають суттєвий статистичний вплив на показник, а з іншого

боку, потрібно, щоб була виконана умова лінійної незалежності між факторами, тобто відсутність мультиколінеарності для ефективного застосування МНК. Методом Фаррара-Глобера досліджуємо в моделі (1) присутність мультиколінеарності. Перевірка за допомогою тесту χ^2 показала, що з надійністю $p = 0,95$ існує загальна мультиколінеарність.

При побудові структури регресії, з одного боку, потрібно включити в регресію всі фактори, які мають суттєвий статистичний вплив на показник, а з іншого боку, потрібно, щоб була виконана умова лінійної незалежності між факторами, тобто відсутність мультиколінеарності для ефективного застосування МНК. Методом Фаррара-Глобера досліджуємо в моделі (1) присутність мультиколінеарності. Перевірка за допомогою тесту χ^2 показала, що з надійністю $p = 0,95$ існує загальна мультиколінеарність.

Таблиця 1 – Досліджувані техніко-економічні показники виробництва сплаву для легування та розкиснення швидкорізальних сталей

№ шихти	Фактор					
	Окалина швидкорізальних сталей Р6М5 та Р6М5Ф3 (суміш), % мас.	Окалина сталей, високолегованих хромом 95Х18 та Х23 (суміш), % мас.	Стружка сталей, високолегованих хромом 95Х18 та Х23 (суміш), % мас.	Металевий порошок (шліфувальний пи́л си́лової обробки сталі Р6М5 та Р6М5Ф3), % мас.	Витрати ферохрому при виплавці сталі з використанням сплаву, кг/т сталі	Загальне зниження собівартості переділу виплавки сталі з використанням сплаву, %
	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	y
1	15	0	44	32	13,2	32,6
2	15,5	0	44	30	13,2	32,5
3	16	0	44	28	13,2	32,4
4	16,5	0	43,5	27,5	13,35	32,1
5	17	0	43	27	13,5	31,8
6	17,5	0	42,5	26,5	13,6	31,5
7	18	0	42	26	13,7	31,3
8	19	0	41,5	25	13,8	31,05
9	20	0	41	24	13,9	30,8
10	21,5	0	40	22	13,95	29,4
11	23	0	39	20	14	28
12	24,5	2	38,5	20	13,95	27,65
13	26	4	38	20	13,9	27,3
14	27	5	37	16	13,9	26,4
15	28	6	36	12	13,9	25,5
16	29	8,5	34,5	10,5	13,75	24,9
17	30	11	33	9	13,6	24,3
18	33	12	29	3	14,4	23,6
19	38	13	20	2	15,5	22,6
20	49	12	0	8	17,8	22,1
21	52	10	0	5	18,1	21,5
22	55	8	0	2	18,2	21,3
23	56	7,5	0	0,5	0	21,2
24	56	7,3	0	0,2	0	21
25	56	6,3	0	0,7	0	20,9

З вигляду кореляційної матриці було зроблено висновки, що між факторами x_1 та x_3 існує тісний зв'язок. Оскільки вплив на показник y фактора x_1 більш значущий ($r_{yx3} = 0,89$, $r_{yx1} = 0,98$), то із регресії вилучаємо фактор x_3 для усунення мультиколінеарності.

Нова математична модель набула вигляду:

$$\ln y = 4,0426 - 0,2366 \ln x_1 - 0,0064 x_2 + 0,0001(x_4)^2 + 0,0014 x_5. \quad (2)$$

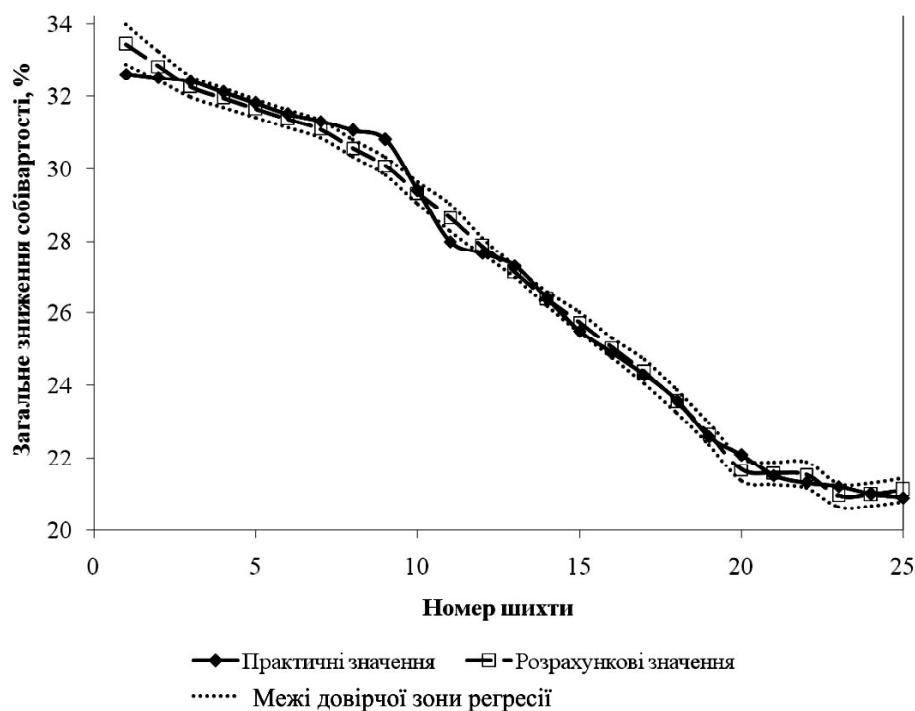


Рис. 1. Практичні та розрахункові значення загального зниження собівартості з зазначенням верхньої та нижньої межі 95 % довірчої зони регресії

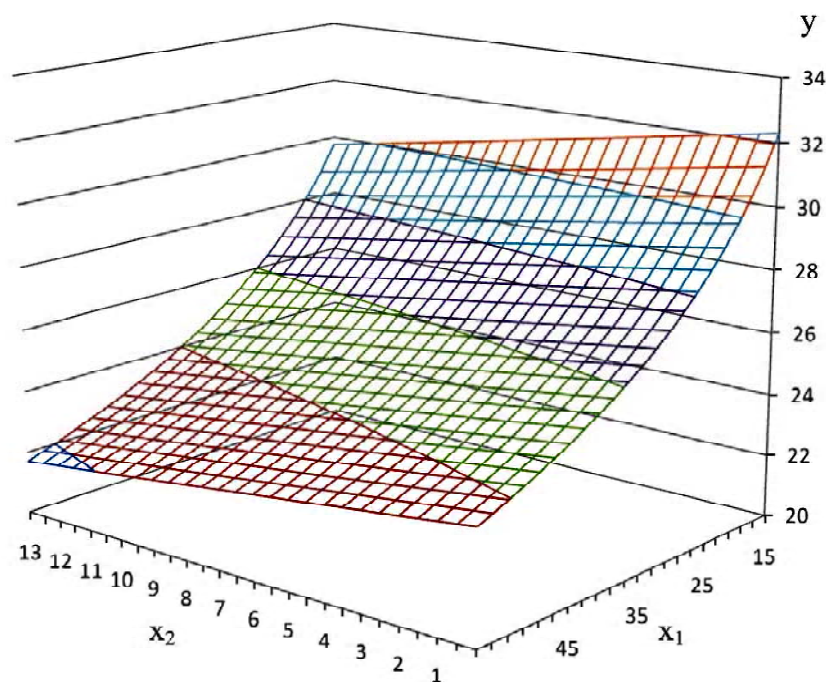


Рис. 2. Залежність загального зниження собівартості переділу виплавки сталі з використанням сплаву для легування та розкиснення (y) від вмісту у складі шихти суміші окисли швидкокорозійних сталей Р6М5 та Р6М5Ф3 (x_1) та суміші окисли сталей, високолегованих хромом, 95Х18 та Х23 (x_2)

Перевірка за допомогою тесту χ^2 показала, що мультиколінеарність залишилася, але значно зменшилася: на 51,7 % порівняно з попереднім випадком.

t -тест на значимість коефіцієнтів регресії показав, що всі параметри регресії значимі, тобто жодний із факторів не можна вилучати з регресії.

Згідно з перевіркою за допомогою критерію Фішера одержана модель адекватна статистичним даним ($F = 1003,66$, $F_{\text{крит}} = 2,87$).

Коефіцієнти регресії при надійності $p = 0,95$ знаходяться в таких межах:

$$\begin{aligned} 3,9101 < \beta_0 < 4,1751, \\ -0,2703 < \beta_1 < -0,2029, \\ -0,0090 < \beta_2 < -0,0037, \\ 0,00005 < \beta_4 < 0,00013, \\ 0,0014 < \beta_5 < 0,0014. \end{aligned}$$

Значення Y та довірчі інтервали для регресії зазначені на рис. 1, з якого маємо графічне підтвердження розрахункових значень, що одержана модель задовільно відповідає практичним даним.

Для наочного аналізу одержаної моделі зображено у вигляді поверхонь на рис. 2–4 відповідно три найбільш вагомні з практичної точки зору частинні залежності з закріпленням інших параметрів: $y_1 = f(x_1, x_2) - x_4 = 25\% \text{ мас.}$, $x_5 = 13,95 \text{ кг/т}$; $y_2 = f(x_1, x_4) - x_2 = 12\% \text{ мас.}$, $x_5 = 13,95 \text{ кг/т}$; $y_3 = f(x_4, x_5) - x_1 = 26\% \text{ мас.}$, $x_2 = 12\% \text{ мас.}$

Проведена робота дозволяє виявити оптимальні області техніко-економічних показників та витратних коефіцієнтів вихідних матеріалів з подальшою оптимізацією складу шихти і зниженням собівартості цільового продукту з урахуванням вже досягнутих результатів даного напрямку. При цьому одночасно враховується вплив одразу чотирьох факторів на зниження собівартості цільового продукту. За допомогою поверхонь, зображених на рис. 2–4, можливо візуально прослідкувати комплексний вплив факторів і вирахувати оптимальні умови для підвищення економії при виплавці сталі. Виходячи з аналізу побудованої моделі, для забезпечення високої якості сплаву для легування та розкиснення сталі з найбільш вигідним вмістом легувальних елементів у ньому, що дає значне зниження собівартості виплавки сталі, оптимальні області техніко-економічних показників набувають таких значень (табл. 2).

Встановлена висока техніко-економічна ефективність використання досліджуваного легувального матеріалу при виплавці швидкорізальних сталей, де витрати хрому та хрому металічного знизилися з 18,5–28,1 та 13,2–20,3 до 13,7–18,2 та 8,9–12,5 кг на 1 тону виплавленої сталі відповідно. При виплавці сталі Р6М5К5-МП у результаті присадки 45...70 кг/т сплаву масова витрата хрому знизилася на 2...3 %, молибдену – на 3...4 %, вольфраму – на 30...36 % і ванадію – на 7...8 %.

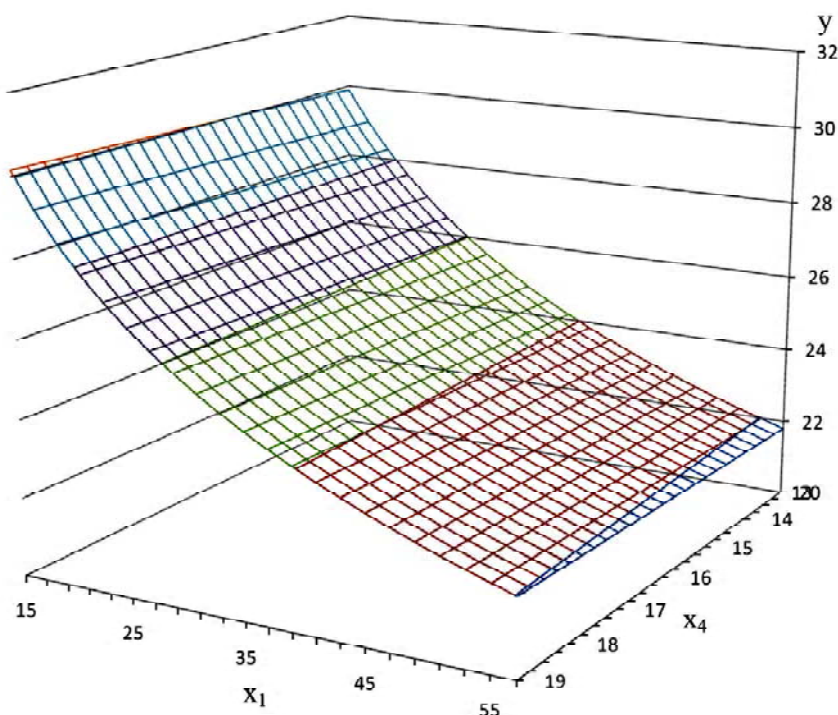


Рис. 3. Залежність загального зниження собівартості переділу виплавки сталі з використанням сплаву для легування та розкиснення (y) від вмісту у складі шихти суміші окалини швидкорізальних сталей Р6М5 та Р6М5Ф3 (x_1) та металевого порошку (шліфувального пилу силової обробки) сталі Р6М5 та Р6М5Ф3 (x_4)

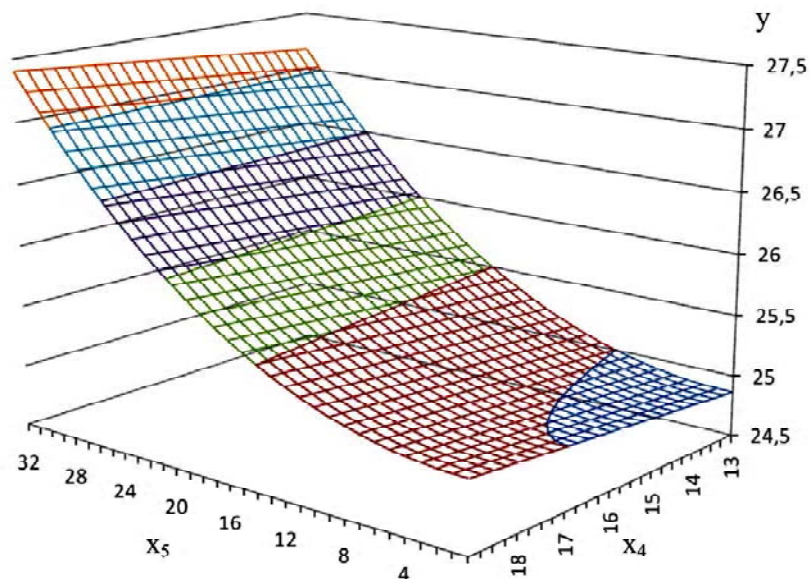


Рис. 4. Залежність загального зниження собівартості переділу виплавки сталі з використанням сплаву для легування та розкиснення (y) від вмісту у складі шихти суміші металевго порошку (шліфувального пилю силової обробки) сталі Р6М5 та Р6М5Ф3 (x_4) та витрат ферохрому (x_5), кг/т сталі

Таблиця 2 – Оптимальні області вмісту досліджуваних складників шихти для виплавки сплаву для легування та розкиснення сталей (x_1, x_2, x_4) та витрат ферохрому при виплавці сталі (x_5)

Межі оптимальних значень факторів	Окалина швидко-різальних сталей Р6М5 та Р6М5Ф3 (суміш), % мас.	Окалина сталей, високолегованих хромом 95Х18 та Х23 (суміш), % мас.	Металевий порошок (шліфувальний пил силової обробки) сталі Р6М5 та Р6М5Ф3, % мас.	Витрати ферохрому при виплавці сталі з використанням сплаву, кг/т сталі
	x_1	x_2	x_4	x_5
Min	26	4	2	13,9
Max	38	13	20	15,5

Висновки

Проведена робота з побудови математичної моделі дозволила виявити та дослідити оптимальні області техніко-економічних показників та витратних коефіцієнтів, в результаті чого виявлено можливість підвищення якості сплаву для легування та розкиснення сталі з найбільш вигідним вмістом легувальних елементів у ньому та зниження собівартості виплавки сталі з його використанням. Оптимальний вміст суміші окалини швидкокорізальних сталей Р6М5 та Р6М5Ф3 знаходиться в межах 26...38 % мас., вміст суміші окалини сталей, високолегованих хромом, 95Х18 та Х23 – 4...13 % мас., вміст металевго порошку (шліфувального пилю силової обробки) сталі Р6М5 та Р6М5Ф3 – 2...20 % мас., витрат ферохрому при виплавці сталі з використанням сплаву – 13,9...15,9 кг/т сталі, що дозволило оптимізувати межі витратних коефіцієнтів. Значна економія коштовних легувальних елементів при виплавці швидкокорізальних сталей з застосуванням досліджуваного сплаву підтверджує інноваційну доцільність виробництва нового легувального матері-

алу в Україні та його використання в металургії спеціальних сталей.

Список літератури

1. Острик П. Н. Металлургия губчатых и порошковых лигатур / П. Н. Острик, М. М. Гасик, В. Д. Пирог. – К. : Техника, 1992. – 128 с.
2. Григорьев С. М., Пивень А. Н., Архипенкова Е. Н. Совершенствование методики экономической оценки технических решений по получению материалов из вторичного сырья. – Цветные металлы. – 1992. – № 4. – С. 7–9.
3. Грищенко С. Г. Состояние ферросплавной промышленности Украины в 2003–2006 гг. / С. Г. Грищенко // Сталь. – 2007. – № 11. – С. 96–99.
4. Производство ферросплавов в мире и России / [Леонтьев Л. И., Жучков В. И., Смирнов Л. А. и др.] // Сталь. – 2007. – № 3. – С. 43–47.
5. Лейтман М. С. Тугоплавкие металлы : состояние рынка и перспективы применения в России / Лейтман М. С. // Сталь. – 2008. – № 3. – С. 47–50.
6. Ковалев А. М. Некоторые физико-химические закономерности восстановления окалины прецизионного сплава 79МН / А. М. Ковалев, С. М. Григорьев //

- Черные металлы. – 2007. – № 10. – С. 8–10.
7. Восстановление железа из железоуглеродистых брикетов при плавке стали в дуговых электропечах / [А. Б. Ахметов, С. О. Байсанов, Р. Ш. Ахтанова и др.] // Сталь. – 2007. – № 8. – С. 39–42.
 8. ZEWA – Новый металлургический процесс для производства ценных материалов из промышленных отходов / [А. Фляйшандерль, У. Женнари, Ж. Борле и др.] // Черные металлы. – 2005. – № 6. – С. 33–40.
 9. Технология получения лигатур и сплавов из железорудного сырья и оксидсодержащих материалов // [В. Л. Найдек, В. Н. Костяков, Е. Б. Полетаев и др.] // Изв. вузов. Черная Металлургия. – 2003. – № 3. – С. 84–85.
 10. Григорьев С. М. Экономическая стратегия и тактика ресурсо- и энергосбережения в металлургии тугоплавких материалов // Сб. «Металлургия». Вып. 1. – Запорожье : ЗГИА. – 1998. – С. 17–23.
 11. Григорьев С. М. Оптимизация технологических параметров получения и использования сплавов для легирования и раскисления быстрорежущих сталей / С. М. Григорьев, А. С. Петрищев // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 61–66.
 12. Пат. 19114 Украина. Шихта для получения сплава для легирования и раскисления стали / [С. М. Григорьев, М. П. Ревун, А. Н. Пивень и др.]. – № 4807379/SU ; заявл. 22.09.93 ; опубл. 1997 г., Открытия. Изобретения. – № 6. – С. 14–15.
 13. Пат. 18705 Украина. Шлакообразующая смесь / [С. М. Григорьев, М. П. Ревун, А. Н. Пивень и др.]. – № 4924938/SU ; заявл. 14.01.91 ; опубл. 1997 г., Открытия. Изобретения. – № 6. – 3 с.
 14. Григор'єв С. М. Рентгеноструктурний фазовий аналіз та мікроскопічне дослідження при одержанні сплаву для легування та розкислення швидкорізальної сталі / Григор'єв С. М., Петрищев А. С. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 1. – С. 42–45.
 15. Лук'яненко І. Г. Економетрика / Лук'яненко І. Г., Краснікова Л. І. – К. : Товариство «Знання», КОО, 1998. – 494 с.

Одержано 02.02.2011

Григорьев С.М., Петрищев А.С., Шишканова А.А. Оптимизация технико-экономических показателей технологии производства сплава «СР»

Выполнена разработка и оптимизация многофункциональной системы зависимостей технико-экономических показателей производства сплава для легирования и раскисления быстрорежущих сталей на основе техногенных отходов. Найдены и исследованы оптимальные области технико-экономических показателей и расходных коэффициентов, в результате чего обнаружена возможность повышения качества сплава для легирования и раскисления стали с наиболее выгодным содержанием легирующих элементов в нем и снижения себестоимости выплавки стали с его использованием.

Ключевые слова: *технико-экономические показатели, техногенные отходы, легирование, сталь, математическая модель, себестоимость, легирующие элементы.*

Grygor'ev S., Petryshchev A., Shyshkanova G. Optimization of technical and economic indexes of the alloy «SR» production technology

The development and optimization of multifunctional system of technical and economical indexes dependencies alloy production for rapid steels based on technogenic waste alloying and deoxidation was made.

Technical and economical indexes and discharge coefficient optimum areas were found and researched, as a result the possibility of quality increasing for steel alloying and deoxidation with most advantageous content of alloying elements and steel melting cost decreasing was found.

Key words: *technical-and-economical indexes, a technogenic waste, alloying, steel, mathematical model, cost price, alloying elements.*

УДК 621.762.4

Канд. техн. наук М. І. Носенко, д-р техн. наук В. О. Павлов

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПОРИСТИХ ЗАГОТОВОК З ПОРОШКІВ ТИТАНУ, МІДІ, АЛЮМІНІЮ ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

При різних схемах напружено-здеформованого стану визначено оптимальні технологічні параметри й умови гарячої деформації пористих заготовок з порошків титану, міді й алюмінію. Вони забезпечують виготовлення безпористого матеріалу з найкращим комплексом властивостей міцності та пластичності на рівні литого zdeформованого металу та вище.

Ключові слова: гаряча деформація, оптимізація, порошкова заготовка, інтенсивність деформацій зсуву, щільність, структура, механічні властивості.

Технологія процесів гарячої деформації є одним з перспективних напрямів у галузі конструкційних матеріалів та виробів із заданим рівнем механічних та експлуатаційних властивостей. Тому дослідження і встановлення параметрів термомеханічного режиму, закономірностей формування структури та механічних властивостей при виробництві деталей є важливою науковою та практичною проблемою.

Метою роботи є дослідження процесів гарячої деформації пористих заготовок з порошків титану, міді, алюмінію та оптимізація їх параметрів.

Вплив гарячої деформації на структуру та властивості порошкових металів (титан ПТЕС-1, ПТЕК-1, ТГ-ТВ, мідь ПМС-1, алюміній ПА-2) досліджували в умовах всебічного рівномірного (штампування в закритому штампі) та нерівномірного (штампування з елементами витікання та видавлювання) стиску. Заготовки різної щільності ($\theta_0 = 70 - 90 \%$) отримували холодним двохстороннім пресуванням. Гарячу деформацію здійснювали на кривошипному пресі КА2330. Процеси осцилографували. Для аналізу закономірностей деформації використовували метод координатних сіток, які наносили на меридіональний переріз заготовок. Інтенсивність деформацій зсуву Γ_i та деформацію зсуву γ_{rz} визначали відповідно методиці [1].

Рівень кінцевої щільності в об'ємі формованої заготовки залежить від інтенсивності деформацій зсуву, котра для даних металів є величиною постійною і залежить від щільності заготовок, схеми і ступеня деформації. При штампуванні у закритому штампі найбільш zdeформованою та ущільненою є центральна частина заготовки, а пори концентруються в приконтактних зонах утрудненої деформації. Середня відносна щільність виробів складає 98,0–98,5 %. Схе-

ма напружень на заключній стадії процесу максимального наближується до всебічного рівномірного стиску, що перешкоджає зростанню величини Γ_i та відповідній їй кінцевій щільності. Штампування з елементами витікання та видавлювання протікають за схемою всебічного нерівномірного стиску, що забезпечує подальше зростання інтенсивності деформацій зсуву та ступеня ущільнення ($\theta_0 = 99,8 - 100 \%$). Безпористий стан металу при деформації заготовок різної щільності досягається при визначених значеннях Γ_i (таблиця 1).

Таблиця 1 – Величина інтенсивності деформацій зсуву, що забезпечує отримання безпористого металу

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

Задані величини Γ_i та максимальна кінцева щільність виробів забезпечується при встановлених оптимальних параметрах деформації (рис. 1): температура 900–950 °С для титану та міді; 500–550 °С – алюмінію; ступінь деформації на першій стадії процесу (осадка) – на рівні технологічної пластичності [2], а саме $\epsilon_0 = 35 - 52 \%$ (ПТЕС-1, ПТЕК-1), 45–56 % (ПМС-1), 42–54 % (ПА-2) – при закритому штампуванні; коефіцієнт витікання $K_{\text{вум}} = 9$ (титан), 7 (мідь), 5,5 (алюміній) – при штампуванні з елементами витікання; коефіцієнт витяжки $\mu = 14$ (титан), 9 (мідь), 6 (алюміній) – при видавлюванні.

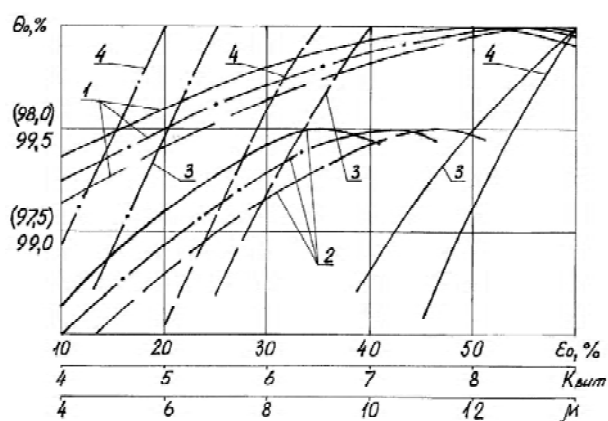


Рис. 1.

Для досягнення однакої кінцевої щільності металу процеси деформації за схемою всебічного рівномірного стиску, порівняно з нерівномірним, протікають при більшому тиску (рис. 2). Штампування в закритому штампі з максимально допустимою деформацією при осадці на рівні технологічної пластичності за схемою всебічного нерівномірного стис-

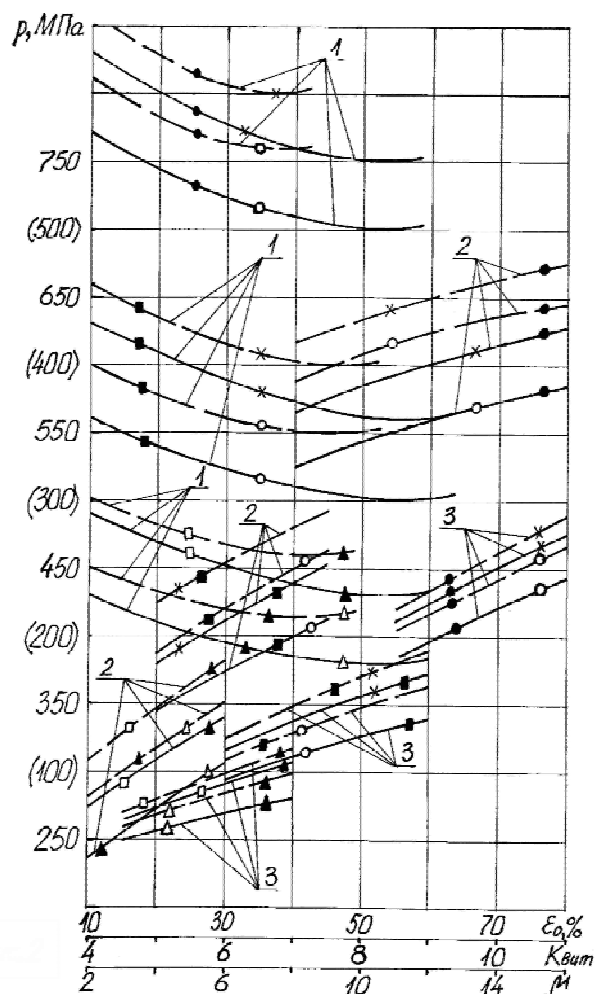


Рис. 2.

ку, порівняно з рівномірним, протікає при мінімальному тиску. Подальше зменшення тиску забезпечується при штампуванні з елементами витікання та при видавлюванні. Максимальну щільність матеріалів при встановлених оптимальних деформації і температурі забезпечує тиск 700–800 МПа (титан), 500–600 МПа (мідь) і 380–460 МПа (алюміній) – при штампуванні в закритому штампі, 560–650 МПа (титан), 400–480 МПа (мідь) і 290–365 МПа (алюміній) – при штампуванні з елементами витікання, 220–260 МПа (титан), 120–160 МПа (мідь) і 70–95 МПа (алюміній) – при видавлюванні.

Встановлено, що щільність, яка досягається – не єдиний критерій, що визначає формування структури і властивостей металу. В залежності від схеми напружено-деформованого стану при однаковій кінцевій щільності порошкового металу змінюються характеристики викривлення пігулки координатної сітки, мікроструктура, пластичні властивості і, особливо, ударна в'язкість (КСУ). Досягнення визначеного рівня G_i і відповідної щільності відбувається без (або з малими значеннями) деформації зсуву γ_{rz} – при всебічному рівномірному стиску, із зростанням γ_{rz} – при всебічному нерівномірному стиску (рис. 3). Аналіз фрактограм зламів зразків після деформації показав, що при всебічному рівномірному стиску на границях зерен утворюються скупчення оксидних плівок. Кількість ділянок крихкого міжзеренного зламів в зразках зменшується при переході від рівномірного до нерівномірного стиску, який сприяє більш регулярному розподілу оксидних плівок в об'ємі металу із зростанням кількості зон їх розриву та підсиленню дифузії

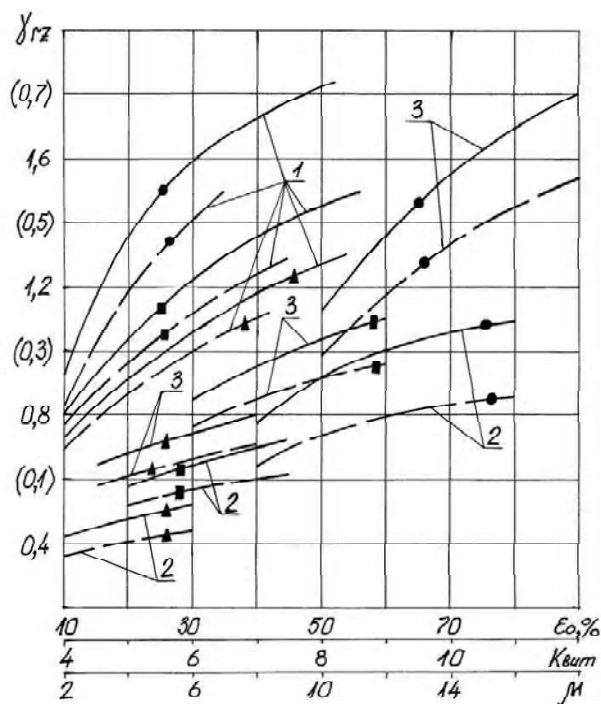


Рис. 3.

у процесі деформації. При цьому рівень пластичних властивостей і ударної в'язкості змінюється в широкому діапазоні, наприклад,

$\delta = 28 - 42 \%$, $\psi = 40 - 57 \%$, $KCU = 750 - 1900 \text{ кДж/м}^2$ для порошкового титану ПТЕС-1, ПТЕК-1. Більш високі пластичні властивості, особливо ударну в'язкість порошкового титану, при рівні міцності $\sigma_B = 400 - 440 \text{ МПа}$, забезпечує всемірний нерівномірний стиск (видавлювання і штамповка з елементами витікання): $\delta = 40 - 42 \%$ і $32 - 35 \%$, $\psi = 54 - 57 \%$ і $42 - 47 \%$, $KCU = 1750 - 1900 \text{ кДж/м}^2$ і $1200 - 1330 \text{ кДж/м}^2$ відповідно, або сполучення всебічного рівномірного з наступним нерівномірним стиском (штампування в закритому штампі та видавлювання): $\delta = 32 - 36 \%$, $\psi = 44 - 48 \%$,

$KCU = 1400 - 1540 \text{ кДж/м}^2$ порівняно з рівномірним (штампування в закритому штампі): $\delta = 28 - 32 \%$, $\psi = 40 - 45 \%$,

$KCU = 750 - 850 \text{ кДж/м}^2$. Ударна в'язкість – важли-

віший показник при встановленні відповідності властивостей виробів умовам експлуатації. Вона визначається рівнем деформації зсуву (рис. 4, 5).

Враховуючи, що незалежно від схеми або ряду схем деформації при однакових $\Gamma_i(\gamma_{rz})$ отримані ідентичні щільність, структура і рівень властивостей матеріалів, оптимальною деформацією, що визначає параметри побудови технологічної схеми виготовлення виробів з необхідними властивостями, прийнята $\Gamma_i(\gamma_{rz})$. Деформація $\Gamma_i(\gamma_{rz}) \geq \Gamma_i(\theta)(\gamma_{rz} \geq \gamma_{rz}(X))$ забезпечує отримання безпористого матеріалу з найкращим комплексом властивостей міцності і пластичності на рівні литого здеформованого металу і вище нього. Значення $\gamma_{rz}(X)$, які визначають вплив схеми деформації та виду матеріалу на величину деформації зсуву, наведено в таблиці 2.

Отже, в результаті проведених досліджень визначено оптимальні параметри термомеханічного режиму та умови гарячої деформації пористих заготовок з порошків титану, міді й алюмінію при різних схемах напружено-здеформованого стану.

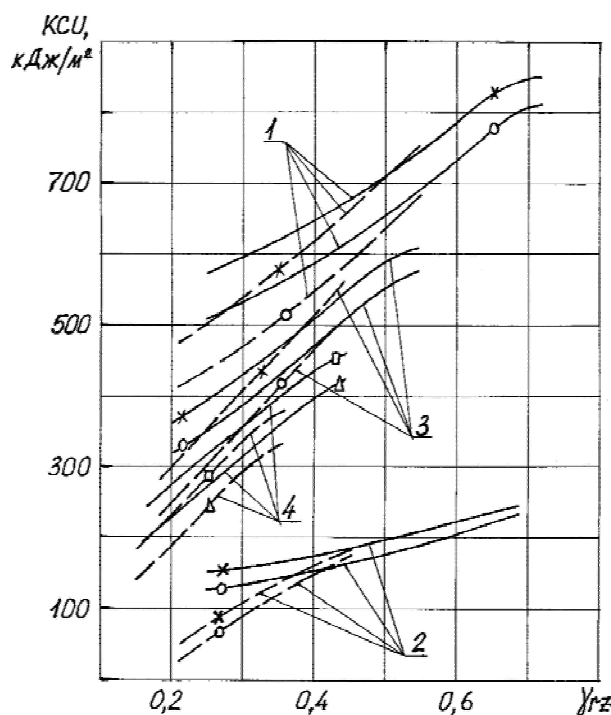


Рис. 4.

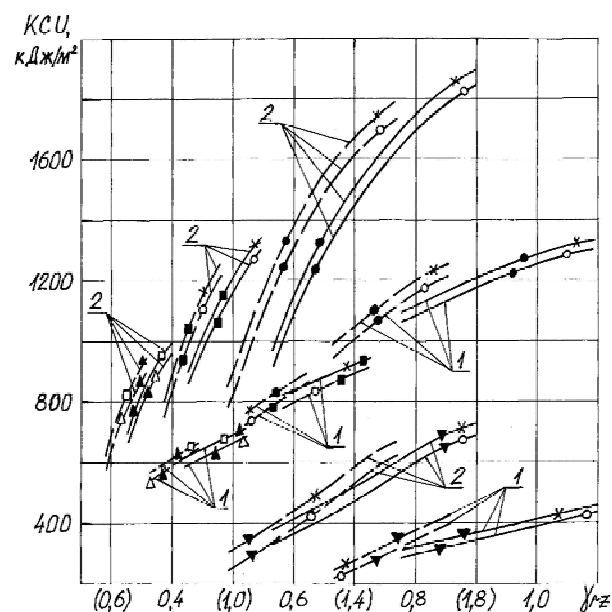


Рис. 5.

Таблиця 2 – Величина деформації зсуву, що забезпечує максимальний рівень механічних властивостей порошкового металу

Схема деформації	$\gamma_{rz}(X)$		
	титан	мідь	алюміній
Штампування в закритому штампі	0,72	0,55	0,45
Штампування з елементами витікання	1,10	0,72	0,52
Видавлювання	1,80	1,10	0,80

Список літератури

1. Павлов В. А. Исследование горячей деформации и уплотнения порошковых металлов / В. А. Павлов, М. И. Носенко // Порошковая металлургия. – 1988. – № 1. – С. 1–6.

2. Изменение деформационных характеристик порошковых заготовок из порошков титана, меди и алюминия / [Павлов В. А., Носенко М. И., Попов Б. В., и др.] // Порошковая металлургия. – 1987. – № 9. – С. 20–24.

Одержано 13.12.2010

Носенко М.И., Павлов В.А. Оптимизация процессов горячей деформации пористых заготовок из порошков титана, меди, алюминия при получении деталей конструкционного назначения

При различных схемах напряженно-деформированного состояния определены оптимальные технологические параметры и условия горячей деформации пористых заготовок из порошков титана, меди, алюминия, обеспечивающие получение безпористого материала с наилучшим комплексом прочностных и пластических свойств на уровне и выше, чем у литого деформированного металла.

Ключевые слова: горячая деформация, оптимизация, порошковая заготовка, деформация сдвига, плотность, структура, механические свойства.

Nosenko M., Pavlov V. Optimization of titanium, copper and aluminum powders porous billets hot deformation during machine parts producing

The optimal technical parameters and conditions for hot strain of porous billets made of titanium, copper and aluminum powder are determined for various patterns of stressed-strength state. They provide production of non-porous material with the best complex of strength and plastic properties similar or higher than those of cast deformed metal.

Key words: hot deformation, optimization, powder billet, intensity of shear strain, shear strain, density, structure, mechanical properties.

УДК 669.054.8

А. Г. Кириченко, д-р техн. наук Н. Ф. Колесник

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

КРАСНЫЙ ШЛАМ – КАТАЛИЗАТОР РЕАКЦИИ ТЕРМОКАТАЛИТИЧЕСКОГО РАСПАДА МОНООКСИДА УГЛЕРОДА

Рассмотрен процесс науглероживания железа СО-содержащими газами с применением в качестве катализаторообразующих компонентов оксидов железа и красных шламов – отходов глиноземного производства. Определено влияние температуры на процесс распада монооксида углерода на указанных катализаторах и выявлен количественный состав образующихся фаз.

Ключевые слова: науглероживание, красный шлам, монооксид углерода, термокаталитический распад.

Введение

Одной из наиболее острых проблем ресурсосбережения в черной металлургии является утилизация шламов. При производстве глинозема из бокситовой руды образуется большое количество отходов в виде красного шлама. При производстве 1 т товарного глинозема способом Байера образуется 1,2 т красного шлама (КШ). Годовой прирост мирового производства глинозема составляет 3–4 %. В СНГ по разным данным накоплено около 100–150 млн. т красных шламов (включая спекательный). Ежегодные промышленные шламовые отходы глиноземных предприятий требуют значительных площадей под отвалы.

Вместе с тем, железосодержащие металлургические шламы являются весьма ценным вторичным ресурсом. Содержание железа в них составляет 35–55 %, а иногда достигает 65 % и более; алюминия – 10–20 %. Поскольку же красный шлам содержит большое количество железа и алюминия, то, по-видимому, было бы целесообразнее превратить его в источник ценного вторичного сырья.

Анализ практических данных и достижений

Основные области использования бокситовых шламов [1]: черная металлургия, изготовление керамических изделий, наполнителей для бетонов, цементов и строительных материалов, производство краски и ли-

тейных формовочных смесей, производство удобрений, производство сорбентов, коагулянтов и катализаторов и т. д. И тем не менее, несмотря на многочисленные исследования, предложенные способы промышленного использования красного шлама не нашли еще практического применения в промышленности.

В работах [2, 3] были проведены исследования использования сухого осадка красного шлама для получения сажистого железа и металлоуглеродных композиций. Красный шлам, как катализаторообразующий материал, показал весьма удовлетворительные результаты как по выходу конечного продукта, так и по скорости протекания процесса.

Формулировка цели

Целью настоящего исследования являлось проведение процесса науглероживания и карбидирования железа СО-содержащими газами на железоокисных компонентах красных шламов с установлением каталитических свойств красного шлама в отношении реакции распада монооксида углерода, определение температурного интервала протекания процесса распада монооксида углерода и фазового состава получаемых продуктов.

Материалы и методика исследований

Проверку работоспособности предложенной технологической схемы получения металлоуглеродного материала на основе карбида железа проводили на опытной установке [2].

Разработка методики исследований основана на изучении характера взаимодействия окисных фаз железа с газовыми реагентами. В качестве модельной использовали систему «оксид железа (III)-монооксид углерода», на которой отрабатывали всевозможные пути решения сложного взаимодействия при термокаталитическом распаде монооксида углерода, чтобы полученный опыт можно было бы использовать при утилизации красных шламов.

В опытах использовали различные катализаторообразующие материалы, отличающиеся как по химическим, так и по физическим свойствам, а именно:

- сухой осадок красного шлама глиноземного производства ОАО «Запорожский алюминиевый комбинат»;
- оксида железа (III) (ГОСТ 4173-77).

Красный шлам в исходном состоянии находится в виде суспензии с соотношением твердое : жидкое на уровне 1:3. Для использования красного шлама в качестве сырья проводили фильтрацию его суспензии с последующим обезвоживанием на вакуумном фильтре, затем подвергали сушке на воздухе при температуре 130 °С до остаточного содержания влаги не более 20 %. После этого, в некоторых случаях, если наблюдалось агрегирование частиц образующегося порошка, возникала необходимость размол до фракции 0,2 мм. Размол осуществляли в шаровой плане-

тарной мельнице. Химический состав сухого осадка красного шлама (% мас.): SiO_2 – 7,03; Al_2O_3 – 20,34; CaO – 8,3; MgO – 2,56; MnO – 1,35; TiO_2 – 4,81; Cr_2O_3 – 6,47; V_2O_5 – 1,51; Fe_2O_3 – 53,20.

Теория и анализ полученных результатов

Температура является одним из наиболее важных факторов, определяющих интенсивность науглероживания металлов группы железа в СО-содержащих газах [4]. Ранее было установлено, что максимум скорости науглероживания находится в интервале температур 500...600 °С, причем оптимальная температура, отвечающая максимуму скорости, существенно зависит от природы катализатора.

Влияние температуры на скорость распада СО-содержащего газа было изучено экспериментально с использованием красного шлама. На рис. 1 приведена диаграмма, характеризующая температурную зависимость количества выделившегося углерода за один час в интервале температур 400...600 °С.

Науглероживание образца проводили чистым монооксидом углерода с содержанием водорода 5,5 % об. Максимальное значение отношения углерода и железа за 1 ч составило 23,5 и отвечало температуре 500 °С. Экспериментальный характер зависимости скорости науглероживания от температуры подтверждает гипотезу о проявлении двух противоположных тенденций.

Повышение температуры ведет к росту скорости науглероживания вследствие увеличения доли продуктивных актов взаимодействия молекул монооксида углерода (СО) с поверхностью катализатора, хотя в силу увеличения термодинамической прочности молекул СО количество этих актов должно уменьшаться. При некоторой температуре эти тенденции уравновешиваются – появляется максимум скорости.

Для определения особенностей кинетических превращений при распаде монооксида углерода была проведена серия опытов с образцами красного шлама и оксидом железа (III) [чда] (рис. 2, 3).

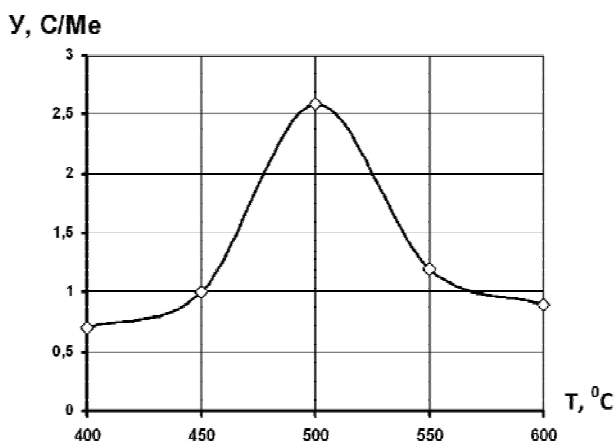


Рис. 1. Температурная зависимость количества выделившегося на катализаторе углерода за одинаковый промежуток времени (1 ч)

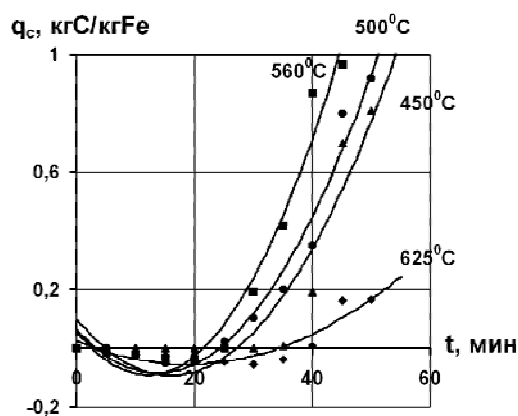


Рис. 2. Зависимость количества выделившегося углерода от времени на образцах красного шлама при различных температурах:

$$560\text{ }^{\circ}\text{C} - y = 0,0257x^2 - 0,1753x + 0,2067; R^2 = 0,9637$$

$$500\text{ }^{\circ}\text{C} - y = 0,0194x^2 - 0,1456x + 0,188; R^2 = 0,9677$$

$$450\text{ }^{\circ}\text{C} - y = 0,0187x^2 - 0,1574x + 0,2374; R^2 = 0,8793$$

$$625\text{ }^{\circ}\text{C} - y = 0,0057x^2 - 0,0542x + 0,0735; R^2 = 0,8328$$

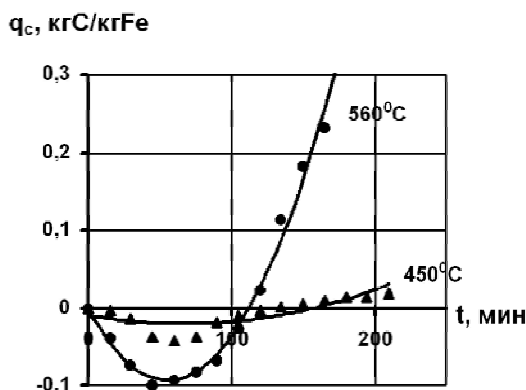


Рис. 3. Зависимость количества выделившегося углерода от времени на образцах Fe_2O_3 при различных температурах:

$$560\text{ }^{\circ}\text{C} - y = 0,0066x^2 - 0,0623x + 0,0534; R^2 = 0,9882$$

$$450\text{ }^{\circ}\text{C} - y = 0,0006x^2 - 0,0062x - 0,0041; R^2 = 0,6677$$

Рентгеноструктурный и химический анализы конечных продуктов науглероживания свидетельствует о наличии в образцах этой серии аморфного углерода, графита, железа и его карбидов Fe_3C , Fe_2C , причем содержание карбидных фаз является преобладающим.

Как видно, оксид железа (III) восстанавливается при температуре $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ примерно за 0,5 ч. Затем наблюдается достаточно продолжительный индукционный период (1,0...1,5 ч), по окончании которого начинается интенсивное увеличение массы образцов за счет распада монооксида углерода и отложения углерода. Индукционный период характеризуется появлением карбидных фаз, которые на данном этапе являются преобладающими по количественному составу среди продуктов взаимодействия. Поэтому можно предположить, что в индукционный период происходит формирование карбидных фаз металла из исходного ката-

лизатора (железа) без выделения заметного количества свободного углерода, а резкое ускорение процесса наблюдается лишь после насыщения поверхности железа углеродом до определенной степени. По мере увеличения содержания углерода в продукте взаимодействия увеличивается и процент связанного углерода (образцы для исследования получили методом «прерванного эксперимента»).

В силу макро- и микрозональности процесса науглероживание начинается раньше, чем заканчивается удаление кислорода из образца. Только после распада карбидов начинается отложение сажистого углерода. Рентгенофазовый анализ продуктов показывает, что термокаталитический распад монооксида углерода начинается, когда процессы восстановления еще полностью не завершились – в продуктах восстановления оксида железа (III) обнаружены Fe_3C , Fe_3O_4 , $\alpha\text{-Fe}$.

Необходимо отметить, что длительность индукционного периода для образцов красного шлама примерно в два раза меньше, чем для образцов оксида железа (III). Это объясняется влиянием добавок, входящих в состав шлама, проявляющих промотирующие свойства в отношении реакции образования карбидов железа и образования свободного углерода. Анализ различных стадий процесса показал, что для индукционного периода характерно наибольшее содержание карбидных фаз (рис. 4). Оценка влияния температуры на процесс в данных опытах показала, что оптимальным для образования карбидов как для красного шлама, так и для оксида железа (III) является интервал $500\text{...}520\text{ }^{\circ}\text{C}$. При низких температурах ($425\text{...}450\text{ }^{\circ}\text{C}$) процесс образования карбидов идет с небольшими скоростями, так как еще не до конца завершилась стадия восстановления. Для более высоких температур ($560\text{...}650\text{ }^{\circ}\text{C}$) характерно протекание процесса активного сажевыделения.

Следует отметить повышение активности катализатора в форме красного шлама по сравнению с оксидом железа (III). Объяснением этому может служить факт наличия в составе красного шлама химических соединений, которые могут в той или иной степени воздействовать на активность формирующегося катализатора. Активность катализаторообразующего материала может быть существенно увеличена за счет улучшения структурных характеристик образующейся активной фазы катализатора при благоприятных изменениях соотношения скоростей ее образования и гибели. Экспериментальным подтверждением этому являются данные об образовании двух активных форм катализатора на одном и том же катализаторообразующем материале в процессе предварительной обработки последнего СО-содержащим газом.

Эти данные представляют собой определенную ценность, так как открывают возможность использования в качестве катализаторообразующих материалов реакции распада монооксида углерода широкого спектра различных, катализаторообразующих материалов, в том числе бросовых отходов «большой» металлургии.

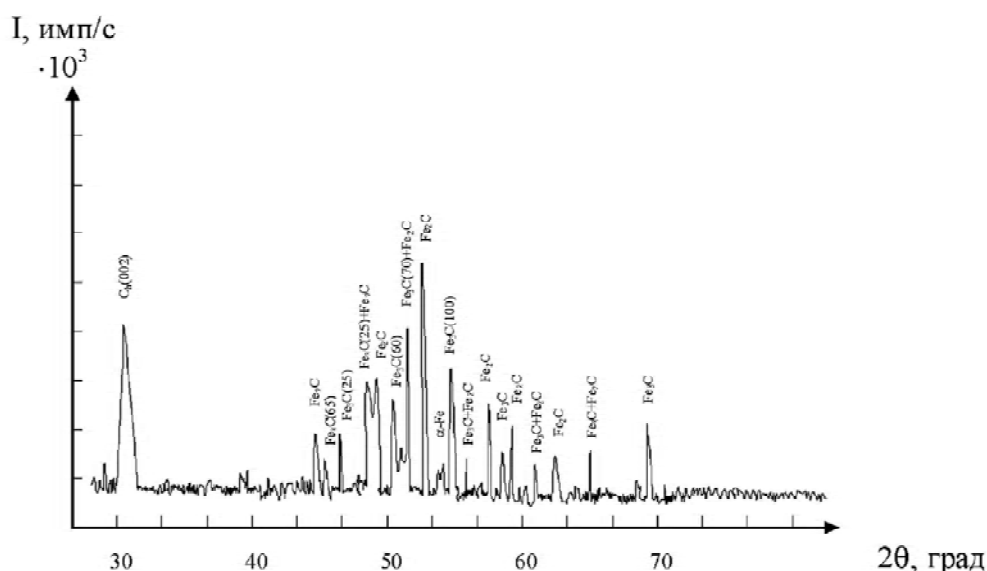


Рис. 4. Рентгеноструктурные характеристики взаимодействия осадка красного шлама с монооксидом углерода при температуре 530 °С

Выводы

1. Красный шлам глиноземного производства после соответствующей подготовки вполне пригоден для использования в качестве катализатора реакции распада монооксида углерода.

2. Проявляемые в процессе термokatалитического распада монооксида углерода на красном шламе особенности протекания вполне сопоставимы с данными на других ранее известных и изученных катализаторах [оксид железа (III)].

3. Температурный максимум скорости науглероживания катализатора на красном шламе находится в пределах 500...550 °С.

4. Процесс распада монооксида углерода проходит обязательный инкубационный период на любом катализаторе. Длительность данного периода определяется природой исходного катализаторообразующего материала, температурой процесса, составом газовой фазы и режимом предварительной обработки катализатора. Морфология структур, образующихся на этом этапе, подтверждает преобладающее формирование карбидной фазы.

5. Рассмотрен вопрос возможности применения красных шламов глиноземного производства в качестве сырья для получения перспективных металлоуглеродных материалов широкого назначения.

Список литературы

1. Утков В. А. Перспективы развития способов переработки и использования красных шламов в СССР и за рубежом / В. А. Утков, А. В. Пацей, Е. И. Казаков. – М. : ЦНИИцветмет экономики и информации, 1983. – 32 с.
2. Особенности процесса получения сажистого железа с использованием колошниковых газов металлургических агрегатов / [Н. Ф. Колесник, Э. В. Приходько, Ю. С. Ахматов и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1988. – № 2. – С. 8–11.
3. Колесник Н. Ф. Получение дисперсных металлоуглеродных композиций с использованием колошниковых газов закрытых ферросплавных печей / Н. Ф. Колесник, Л. П. Соркин, О. В. Прилуцкий // Известия вузов. Черная металлургия. – 1990. – № 5. – С. 39–41.
4. Экспериментальное исследование кинетики взаимодействия оксидов группы железа с СО-содержащими газами / Н. Ф. Колесник, С. С. Кудиевский, О. В. Прилуцкий, И. И. Амосенок // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1989. – № 6. – С. 139–142.

Одержано 31.05.2011

Кириченко А.Г., Колесник Н.Ф. Червоний шлам – каталізатор реакції термокatalітичного розпаду монооксиду вуглецю

Розглянуто процес науглецювання заліза СО-вмісними газами із застосуванням як каталізатороутворюючих компонентів оксидів заліза та червоних шламів – відходів глиноземного виробництва. Визначено вплив температури на процес розпаду монооксиду вуглецю на зазначених каталізаторах та виявлено кількісний склад фаз, що утворюються.

Ключові слова: науглецювання, червоний шлам, монооксид вуглецю, термокatalітичний розпад.

Kirichenko A., Kolesnik N. Red mud – catalyst for thermocatalytic carbon monoxide decay reaction

The process of iron carbonization by CO containing gas using as catalyst components of iron oxides and red mud – waste of alumina production was considered. The effect of temperature on the decomposition of carbon monoxide on these catalysts was found and quantitative composition of the formed phases was described.

Key words: carburization, red mud, carbon monoxide, thermocatalytical decay.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАПЕРЕД ЗАДАНЫМИ СВОЙСТВАМИ СПОСОБОМ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ПРОПИТКИ С НАГРЕВОМ

Проведен анализ пропитки пористых тел вязкими ($\mu \sim 100$ Па·с) сжимаемыми средами под высоким давлением с учетом температурного фактора. Предложены математические модели, пропитки пористых тел под высоким давлением с нагревом как для легкоплавких металлов, так и для вязких органических сред. Даны обоснования применения каждой из них. Обоснована роль выдержки под давлением и дана количественная ее оценка. На основе рассмотренных математических моделей даны рекомендации по определению оптимальных параметров процесса пропитки и выбору соответствующих установок.

Ключевые слова: гидростатическая обработка, математическая модель, камера высокого давления, вязкая среда, пропитка, пористые тела.

Введение

В настоящее время с развитием и появлением новых технологий и техники в различных областях промышленности (авиация, машиностроение, атомная энергетика) возникает все большая потребность в новых видах материалов со специальными свойствами.

В основном это специальные сплавы и композиционные соединения (композиты). Характерная особенность композитов заключается в том, что эти материалы включают в себя совокупность свойств: жесткой основы (керамика, металлокерамика, металл, любые сплавы) и более пластичного наполнителя. Наполнитель (инфильтрат) используется и как связующее, и как материал, который придает изделию специальные дополнительные свойства: физические, прочностные, химические, которые необходимы для решения поставленной технической задачи.

Одним из направлений в получении такого рода материалов являются процессы гидростатики, т.е., получение всего изделия целиком или доработки заготовки этим методом, для придания ему требуемых свойств. Пропитывать пористое изделие могут полностью (по всей глубине), либо частично (на определенную глубину). Особые сложности при пропитке пористых основ доставляют «жидкости» с начальной (при $T = 20$ °C) вязкостью $\mu_0 \geq 10$ Па·с. К ним можно отнести: этиленоксиды, полиформальдегиды, полипропилен, полистирол, полиамиды, полиуретаны, различные смолы и т.д. Для качественной пропитки этими «жидкостями» необходимые технологические давления могут выражаться в сотнях МПа. Особенно если учесть, что размер пор пропитываемых структур может колебаться от долей миллиметра до долей микрона. Чем выше давление на границе инфильтрат-осно-

ва, тем более качественнее получается изделие (полное заполнение всех пор, выдавливание газовой фазы).

Как правило, пропитку пористых заготовок вязкими средами под давлением проводят в гидростатах. Технологическая обработка в них может осуществляться как при обычной (20 °C) температуре, так и с нагревом в зависимости от физических свойств инфильтратов (смолы, полимерные пластики, легкоплавкие сплавы и металлы). Пропитка пористых тел различными вязкими средами рассмотрена автором ранее в работах [1, 2]. В ряде случаев, когда начальная вязкость инфильтрата значительна ($\mu_0 \geq 10$ Па·с), или при обычной ($T = 20$ °C) температуре инфильтрат находится в твердом состоянии (смолы, сплавы), то для успешного процесса пропитки под давлением, необходимо применять нагрев.

Анализ достижений

В восьмидесятые годы было проведено ряд работ по «залечиванию» внутренних микропор и дефектов на изделиях ответственного литья, а также заполнению «закрытию» микропор с использованием изостатики при температурах $T \sim 400$ °C–450 °C и давлении $P \sim 200$ МПа стекловидной массой. В связи с этим можно отметить, что технически вполне возможно проводить работы по созданию композиционных материалов методом пропитки пористых оснований вязкими средами (находящимися в твердом состоянии при обычных условиях $T = 20$ °C) под высоким давлением с использованием нагрева.

Поэтому работы в этом направлении считаются актуальными и перспективными.

Для создания новых видов композиционных материалов была разработана технология по пропитке по-

ристых заготовок вязкими средами под высоким (до 1000 МПа) давлением при различных граничных и начальных условиях. Для исследования этих процессов было выведено и решено уравнение фильтрации вязких сжимаемых жидкостей в пористые тела под высоким давлением [3].

Так как все без исключения жидкие среды с увеличением давления сжимаются, т.е. уменьшаются в объеме, увеличивая свою вязкость и плотность, то в предлагаемой математической модели все эти факторы учтены в дифференциальной форме в зависимости от величины давления (P). В процессе пропитки, распределение давления любой жидкости по глубине пропитываемого пористого тела определяется из решения уравнения (1)

$$\left\{ \frac{\left(\frac{a}{b+P} \right)}{1 - a \cdot \ln \left(\frac{b+P}{b} \right)} \cdot \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right) \right\} \cdot \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\frac{1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}{e^{CP}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right) \quad (1)$$

Пористые образцы, используемые для исследования течения различных жидкостей под давлением, представляли собой в сечении прямоугольник длиной $L=150$ мм со свободными торцами и экранированной металлом боковой поверхностью. Вследствие этого жидкость могла проникать в тело только со стороны открытых торцов. Основные параметры: давление (P) и перепад давления ($\text{Grad } P$) определяются только по координате (x), поэтому поставленная задача носит линейный характер.

Граничные условия для данного случая примут вид:

$$P(0, t) = v_y \cdot t + 0,1,$$

$$\frac{\partial P}{\partial x} \left(\frac{L}{2}, t \right) = 0.$$

Первое условие отражает закон изменения давления на границе входа жидкости в тело. Это изменение носит линейный характер и определяется произведением скорости увеличения давления v_y (МПа/с) на время t (с). Второе условие определяется симметрией, т.е. в среднем сечении образца поток отсутствует.

Начальное условие задается исходя из того, что в начальный момент времени давление жидкости равно атмосферному (0,1 МПа)

$$P(x, 0) = 0,1.$$

Математическая модель фильтрации различных сжимаемых жидкостей в пористые среды (1) представляет собой нелинейное дифференциальное уравнение

в частных производных второго порядка и точного аналитического решения не имеет. Решение задачи осуществлялось с использованием конечно-разностной аппроксимации по неявной схеме, не требующей проверки на устойчивость.

«Аналитические приближенные методы решения задач нестационарных движений вязко пластических сред довольно громоздки, зачастую приводят к плохо обзримым результатам и оцениваются лишь на некоторых эталонных решениях» [4]. В предлагаемом уравнении (1) достоверность результатов любых решений можно проверить экспериментально – по глубине зоны разрушения при быстром ($\sim 0,1$ с) сбросе давления в гидростате [5].

Численные решения этого уравнения дают возможность анализировать по глубине и по времени распределение давления просачивающегося в поры тела инфильтрата при различных задаваемых граничных и начальных условиях. Зная давление инфильтрата на любой глубине пропитываемого тела, можно определять напряженно-деформированное состояние пористой основы в этой зоне, которое дает возможность контролировать ее целостность.

В уравнениях 2, 3 и 4 показано, в какой математической форме учтены законы изменения **вязкости, плотности и сжимаемости** жидкостей от величины давления (P):

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{CP}; \quad (2)$$

$$\rho = \rho_0 \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right); \quad (3)$$

$$\chi = \frac{\frac{a}{b+P}}{1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}. \quad (4)$$

где $P = P(x, t)$ давление, как функция координаты длины (x) и времени (t);

μ_0 – динамическая вязкость жидкости при $T = 20^\circ \text{C}$ (Па·с);

ρ_0 – плотность жидкости при $T = 20^\circ \text{C}$ (г/см³);

k – коэффициент проницаемости (м²);

χ – сжимаемость (МПа⁻¹);

a и b – коэффициенты сжимаемости жидкости Тэйта;

C – пьезокoeffициент вязкости (Па⁻¹).

При пропитке пористых основ средами, вязкость которых $\mu_0 < 10$ Па·с, особых трудностей в определении технологических параметров процесса не возникает. Технологические трудности появляются и возрастают с увеличением начальной вязкости (μ_0) пропитываемой среды: 1 – определение скорости увеличения давления пропитываемой среды в гидростате; 2 – проблемы в сохранении целостности пропитываемого тела; 3 – определение максимального дав-

ления; 4 – определение скорости уменьшения давления в гидростате от максимального до атмосферного; 5 – суммирование затрат времени на весь технологический процесс.

Постановка задачи

С увеличением температуры вязкость жидкостей уменьшается, поэтому, в данной работе будут рассматриваться вопросы пропитки пористых тел вязкими ($\mu \geq 10$ Па·с) и твердыми при обычных условиях средами с учетом нагрева.

В работе [6] был проведен анализ изменения плотности (ρ) и вязкости (μ) с ростом температуры T от 20 до 80 °С и давления (P) от 0 до 1000 МПа ряда жидкостей, (глицерина, касторового и трансформаторного масел).

Классическая зависимость изменения вязкости жидкости (μ) от температуры имеет вид:

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{-\gamma T}, \quad (5)$$

где γ – температурный коэффициент вязкости (T^{-1});

T – температура нагрева (°С).

Исследования по изменению вязкости различных жидкостей от величины давления и температуры проводились во ВНИИФТРИ [7]. Жидкости исследовали по точкам (температура – давление), но процессы замеров носили изотермический характер, т.е., изменение вязкости жидкостей определяли: $T = 20$ °С, давление (P) от 0 до 1000 МПа; $T = 40$ °С, давление (P) от 0 до 1000 МПа, и т.д., до $T = 100$ °С включительно. При анализе результатов было выявлено, что пьезокоэффициент вязкости (C) незначительно ($\pm 2,5$ %) зависит от давления и при $T = \text{const}$ и изменение вязкости можно определять согласно выражению (2) $\mu = \mu_0 \cdot e^{CP}$. С совместным изменением в гидростате как давления, так и температуры – изменение вязкости должно определяться по совместным законам (2) и (5), но при этом отклонения от реальных результатов превышают 30 %.

В справочной литературе, как правило, задаются пьезокоэффициент вязкости (C) при $T = 20$ °С и температурный коэффициент (γ), при $T = 30$ ° или 40 °С. Поэтому автором были проведены теоретические исследования и даны рекомендации по использованию обобщенной зависимости (6) – изменения вязкости как от давления (P), так и от температуры (T) в общем уравнении пропитки (8). Рекомендации действительны при работе в интервале температур 20 °...100 °С. При более высоких температурах аналогичные исследования не проводились ввиду возможных молекулярных перестроек и химических распадов исследуемых жидкостей и их смесей.

Все исследования по изменению вязкости от совместного воздействия давление + температура носили изотермический характер. Основная причина таких

исследований – это сложность в определении скорости скатывания шарика в среде под высоким давлением с изменяющейся температурой (необходимо отметить, что на сегодняшний день изменение вязкости от давления с учетом температуры определяют по закону Стокса – скорости скатывания шарика). Анализ изменения вязкости жидкостей от давления с учетом температуры проводился по точкам, используя различные изотермические режимы.

С изменением давления и температуры пьезокоэффициент вязкости (C) и температурный коэффициент (γ) изменяются – уменьшаются. Их изменения можно аппроксимировать экспоненциальной функцией: пьезокоэффициент вязкости $C = C_0 \cdot e^{-0,0092\Delta T}$, (где C_0 – при $T = 20$ °С) отклонения составят $\pm 2,5$ % и температурный коэффициент $\gamma = \gamma_0 \cdot e^{-0,0043\Delta T}$, (где γ_0 – при $T = 30$ °С) отклонения составят $\pm 1,3$ %. ΔT – увеличение температуры от базового значения (на 20 °С) [6].

Согласно данным проведенных исследований среднее отклонение составит ± 5 % от действительных значений.

Зависимость изменения вязкости жидкостей (μ), от совместного воздействия давления (P) и температуры (T) имеет вид:

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{CP - \gamma T}. \quad (6)$$

Изменение плотности жидкостей от совместного воздействия давления и температуры определяется:

$$\rho = \rho_0 \cdot \frac{1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}{1 + \beta \cdot T}, \quad (7)$$

где β – коэффициент объемного расширения (T^{-1}).

Способы решения поставленной задачи

По данным работы [6] незначительность изменения плотности жидкости от температуры по сравнению с ее изменением от давления дает возможность в дальнейшем при расчетах в общем уравнении пропитки учитывать только зависимость изменения плотности от давления: $\rho = \rho_0 \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right)$. Тогда уравнение пропитки пористых тел вязкими средами под высоким давлением с нагревом примет вид:

$$\left\{ \frac{\frac{a}{b+P}}{1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b}} \cdot \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right) \right\} \cdot \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\frac{1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}{e^{(CP - \gamma T)}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right). \quad (8)$$

Физические характеристики пористой основы: оксидная керамика (основа Al_2O_3) с коэффициентом проницаемости $k = 1,26 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$, средним размером пор $D_{cp} = 0,01 \text{ мм}$ и открытой пористостью $\Pi = 22 \%$. Основа (Al_2O_3) инертна – в процессе пропитки химически не взаимодействует с пропитывающими средами. Особой потребности в исследовании пористых тел с размером пор $D_{cp} \sim 1 \text{ мм}$ – нет, по причине простоты их пропитки под высоким давлением с нагревом.

k – величина постоянная – является геометрической характеристикой пористого тела и при его пропитке различными жидкостями не изменяется.

Физические характеристики вязкой среды: начальная вязкость $\mu \sim 100 \text{ Па} \cdot \text{с}$, (одна из разновидностей битумных смол), коэффициенты сжимаемости (Тейта) a и b , (4) будут определены ниже; пьезокоэффициент вязкости $C = 0,55 \cdot 10^{-2} \text{ МПа}^{-1}$, показывающий изменение вязкости среды от величины давления и температурный коэффициент вязкости $\gamma = 0,074 T^{-1}$, показывающий изменение вязкости среды от температуры (выбраны как среднее значение аналогичных высокомолекулярных вязких сред по информации интернет изданий).

Смолы, получаемые от переработки нефти, при $T = 20^\circ \text{C}$, как правило, находятся в твердом (аморфном) состоянии. Температура характерная для начала размягчения находится в пределах $T \sim 30^\circ \text{C}$. В дальнейшем процесс пропитки аналогичными средами производился и анализировался при $T = 60^\circ \text{C}$ ($\mu = 11 \text{ Па} \cdot \text{с}$) и 80°C ($\mu = 2,5 \text{ Па} \cdot \text{с}$). При этих температурах образцы могли полностью погружаться в смолу. При $T = 40^\circ \text{C}$ ($\mu = 51 \text{ Па} \cdot \text{с}$) погружение керамических образцов в смолу было затруднительно, поэтому в дальнейшем был проведен расчет пропитки «промоделированной» среды с параметрами исследуемой смолы при $T = 40^\circ \text{C}$ и вязкостью $\mu = 51 \text{ Па} \cdot \text{с}$.

Исследования по пропитке проводились с использованием опытно-промышленного гидростата (камеры высокого давления рассчитанной на давление 700 МПа) с габаритами: внутренний диаметр – 10 см ; высота 35 см ; гидравлического пресса НРМ 400, усилием 4 МН , позволявшего создавать давление в камере до 500 МПа . Нагрев камеры вместе со смолой до соответствующих температур осуществлялся газовым нагревателем.

Технологические параметры процесса: максимальное гидростатическое давление – 500 МПа , скорость его увеличения (исследуемой среды) в гидростате $v = 25 \text{ МПа/с}$, выдержка под максимальным давлением – 30 с . Влияние скорости сброса давления в гидростате на разрушение пористых тел рассмотрено [1, 5] и в данной работе не рассматривается.

Коэффициенты сжимаемости различных сред a и b находят из решения системы 2-х уравнений Тейта:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = a \cdot \ln \frac{b+P}{b}.$$

Определение коэффициентов сжимаемости Тейта для смолы проводили при температуре нагрева гидростата до $T = 40^\circ \text{C}$

$$\begin{aligned} \frac{\Delta V_1}{V_0} &= a \cdot \ln \frac{b+P_1}{b}, \\ \frac{\Delta V_2}{V_0} &= a \cdot \ln \frac{b+P_2}{b}, \end{aligned} \quad (9)$$

где ΔV_1 и ΔV_2 – изменение объема исследуемой жидкости при давлениях соответственно P_1 и P_2 ;

V_0 – начальный объем исследуемой жидкости.

Для битумных смол изменение объема $\Delta V/V_0$, при давлении $P = 300 \text{ МПа}$ составит $0,06$ (т. е. 6%), а при $P = 500 \text{ МПа}$ – $0,09$ (т. е. 9%). Решая систему 2-х уравнений (9) с двумя неизвестными a и b , определяем: $a = 0,154$; $b = 629 \text{ МПа}$.

Изменение вязкости жидкости при различных высоких давлениях и температуре можно определить (если нет в литературных источниках) по предложенной автором методике [2].

Для каждой исследуемой температуры ($40, 60$ и 80°C) вносим поправки в значения пьезокоэффициента вязкости (C) и температурного коэффициента вязкости (γ). Процесс, как указывалось выше, **изотермический**, т. е., должны вноситься изменения (по выше указанным рекомендациям) как по пьезокоэффициенту вязкости $C = C_0 \cdot e^{-0,0092 \Delta T}$, так и по температурному коэффициенту вязкости

$$\gamma = \gamma_0 \cdot e^{-0,0043 \Delta T}.$$

За точку отсчета по температуре берется значение $T = 30^\circ \text{C}$, значение $\gamma_0 = 7,4 \cdot 10^{-2} \text{ МПа}^{-1}$, тогда, для определения γ при $T = 40^\circ \text{C}$ – ΔT составит 10°C , для $T = 60^\circ \text{C}$ – ΔT составит 30°C и для $T = 80^\circ \text{C}$ – ΔT составит 50°C [6].

Данные пересчетов коэффициентов (C) и (γ) для смолы с учетом поправок приведены в таблице 1.

Выше обозначенные данные по пористому телу и вязкой среде (с учетом поправок C и γ , табл. 1) занесли в программу расчета (уравнение (8)) и по полученным данным строились графики распределения давления смолы по глубине пористого тела в зависимости от температуры и давления.

Необходимо отметить, что кривые 1 и 2 (рис. 1) – это «модельные» среды, но по всем физическим параметрам соответствующие смоле, при температурах нагрева $T = 30^\circ \text{C}$ и 40°C и приводятся только для сравнительного анализа.

Исходя из графиков расположения кривых 1–4 (рис. 1) отмечаем, что эффективность пропитки пористых тел вязкими средами с использованием температуры значительно возрастает.

Таблица 1 – Изменение пьезокоэффициента вязкости C и температурного коэффициента вязкости γ с увеличением давления и температуры

$T(^{\circ}\text{C})$ $P(\text{МПа})$	30 $^{\circ}\text{C}$		40 $^{\circ}\text{C}$		60 $^{\circ}\text{C}$		80 $^{\circ}\text{C}$	
	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа $^{-1}$)	$\gamma_0 \cdot 10^{-2}$ (T^{-1})	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа $^{-1}$)	$\gamma \cdot 10^{-2}$ (T^{-1})	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа $^{-1}$)	$\gamma \cdot 10^{-2}$ (T^{-1})	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа $^{-1}$)	$\gamma \cdot 10^{-2}$ (T^{-1})
0	–	7,4	–	7,4	–	7,4	–	7,4
100	0,55	7,4	0,5	7,1	0,42	6,5	0,35	6,0
200	0,55	7,4	0,5	7,1	0,42	6,5	0,35	6,0
300	0,55	7,4	0,5	7,1	0,42	6,5	0,35	6,0
400	0,55	7,4	0,5	7,1	0,42	6,5	0,35	6,0
500	0,55	7,4	0,5	7,1	0,42	6,5	0,35	6,0

По расположению кривых (рис.1), отражающих процесс пропитки смолой пористого тела, можно отметить: кривая 1 – «моделируемая» среда ($T = 30^{\circ}\text{C}$) – на 10 – мм глубины давление составит 141 МПа, на 20 мм глубины – 53 МПа, на 50 мм – менее 2 МПа и на 75 мм смола в порах тела будет отсутствовать. Кривая 2, так же «моделируемая» ($T = 40^{\circ}\text{C}$) – пропитка пористого тела проходит не полностью, на 75 мм его глубины давление смолы составит 0,3 МПа, что будет соответствовать неполной пропитке (микропоры диаметром $D \leq 3 \div 5$ мкм на участке $60 \div 75$ мм будут не заполнены). Экспериментально было установлено, что для сред с начальной вязкостью ($\mu_0 \div 10$ Па·с) пористое тело можно считать полностью пропитанным (все поры заполнены), если давление пропитывающей среды в средней его части было не менее 5 МПа. Кривая 3 ($T = 60^{\circ}\text{C}$) – пропитка пористого тела проходит полностью, на 75 мм его глубины давление смолы – 62 МПа. И кривая 4 ($T = 80^{\circ}\text{C}$) – пропитка пористого тела так же проходит полностью и на 75 мм глубины давление смолы составит 222 МПа.

При выборе оптимальных параметров технологического процесса пропитки пористых тел вязкими средами необходимо решать задачу: при одинаково затраченном времени на весь процесс пропитки в целом, что эффективнее – использовать минимальную скорость подъема давления до максимального значения ($P_{\max}$) и делать минимальную выдержку по времени под этим давлением; или создать максимально-возможную скорость подъема давления до $P_{\max}$ и далее делать максимальную выдержку по времени.

Для определения изменения давления вязкой среды по глубине пористого тела при неизменном времени всего процесса пропитки – 60 секунд, анализировалось влияние каждого из двух технологических факторов: скорость подъема давления в гидростате до $P_{\max} = 500$ МПа и время выдержки ($t_{\text{выд}}$) под давлением $P_{\max}$. Анализ осуществлялся по выше указанным технологическим параметрам процесса пропитки битумной смолой при температуре 60°C .

По данным исследований строились графики (рис. 2).

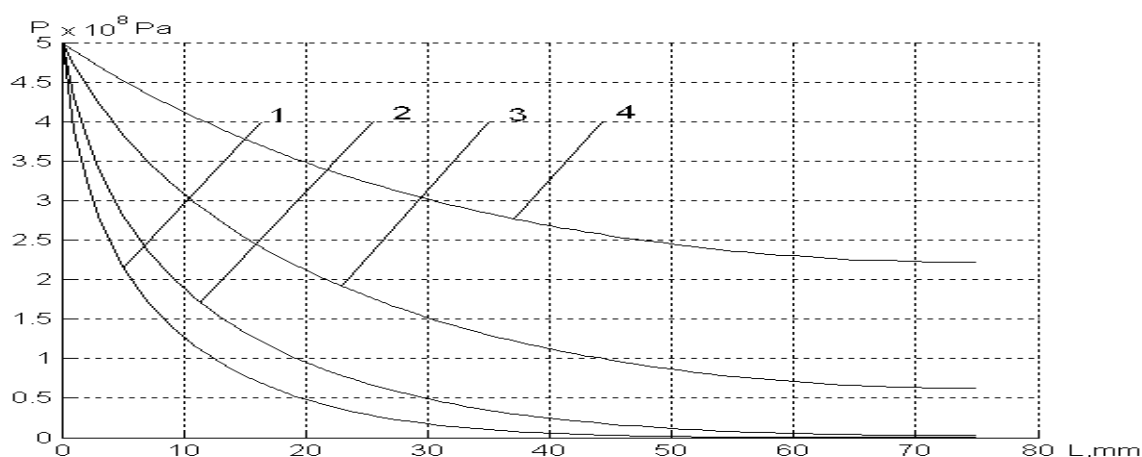


Рис. 1. Кривые распределения давления вязкой среды по глубине пористого тела под давлением при различных температурах:
1 – $T = 30^{\circ}\text{C}$; 2 – $T = 40^{\circ}\text{C}$; 3 – $T = 60^{\circ}\text{C}$; 4 – $T = 80^{\circ}\text{C}$

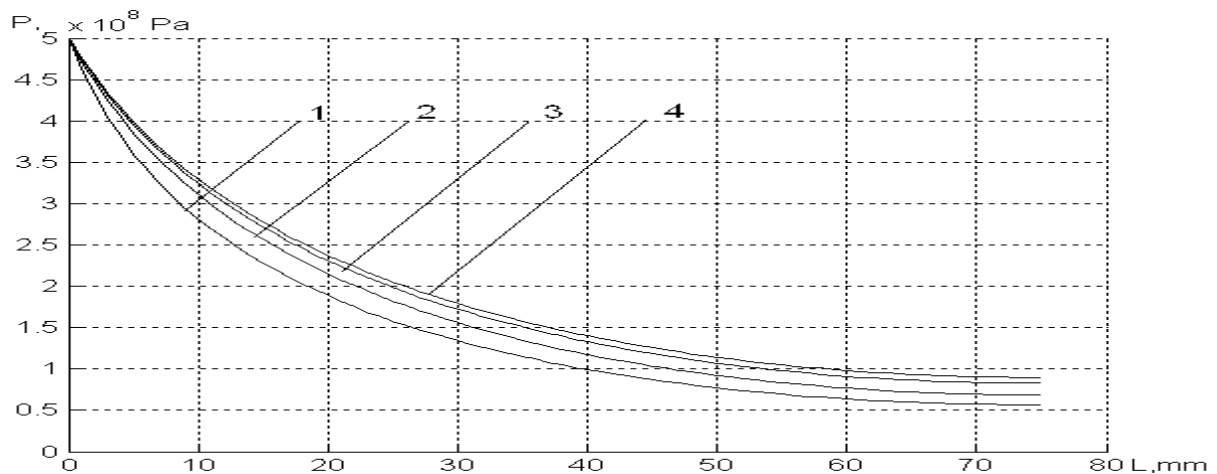


Рис. 2. Кривые распределения давления смолы по глубине пористого тела под давлением при различных технологических параметрах:

1 – $t_{\text{выд}} = 0 \text{ с}$, $V_{\text{нд}} = 8,334 \text{ МПа/с}$; 2 – $t_{\text{выд}} = 20 \text{ с}$, $V_{\text{нд}} = 12,5 \text{ МПа/с}$; 3 – $t_{\text{выд}} = 40 \text{ с}$, $V_{\text{нд}} = 25 \text{ МПа/с}$; 4 – $t_{\text{выд}} = 50 \text{ с}$, $V_{\text{нд}} = 50 \text{ МПа/с}$

Как видно из расположения кривых 1...4 (рис. 2), минимальное давление на 75 мм глубины – 56,8 МПа имеет кривая 1, отражающая процесс без выдержки по времени, т. е. скорость подъема давления до (P_{max}) была минимальной и составляла – $V_{\text{нд}} = 8,334 \text{ МПа/с}$; 68,8 МПа имеет кривая 2, отражающая процесс с 20 секундной выдержкой при скорости подъема $V_{\text{нд}} = 12,5 \text{ МПа/с}$; 83 МПа – кривая 3 – выдержка составляла 40 секунд при скорости подъема $V_{\text{нд}} = 25 \text{ МПа/с}$; и 90 МПа – кривая 4 – выдержка максимальная = 50 секунд, при скорости подъема давления в гидростате $V_{\text{нд}} = 50 \text{ МПа/с}$.

Анализ вышеизложенных данных позволяет сделать заключение: для процессов пропитки пористых тел вязкими (μ_0 до 100 Па·с) средами – выдержка по времени под давлением необходима, в отличие от жидкостей, начальная вязкость которых $\mu \leq 1 \text{ Па·с}$.

Рассмотрим пропитку пористых тел легкоплавкими металлами и сплавами. В обычных условиях даже «мягкие» ($\sigma_{\text{вп}} \sim 20 \text{ МПа}$) металлы (свинец, ин-

дий, сурьма, олово, кадмий и др.) имеют значительный предел текучести ($\sigma_T \sim 20 \text{ МПа}$) и, при изостатических давлениях $\sim 500 \text{ МПа}$ пропитка ими пористых тел будет невозможной – по причине деформирования или разрушения самого пористого тела [5]. Поэтому, наиболее надежным и качественным (без повреждения пористого тела) будет процесс пропитки этими металлами в расплавленном состоянии.

Далее проводим анализ применимости общего уравнения пропитки пористых тел вязкими средами с учетом температуры (8) к аналогичным процессам пропитки, но расплавами легкоплавких металлов и их сплавов, температура плавления которых не должна превышать 500°C (чтобы не начался отпуск сталей, составляющих контейнер высокого давления).

Сжимаемость металлов под давлением незначительна ($\sim 1\%$ на 1000 МПа) [9]. При величинах рассматриваемых давлений (до 500 МПа) нет необходимости учитывать в уравнении 8 (для расплавленных металлов и их сплавов) как сжимаемости, так плотно-

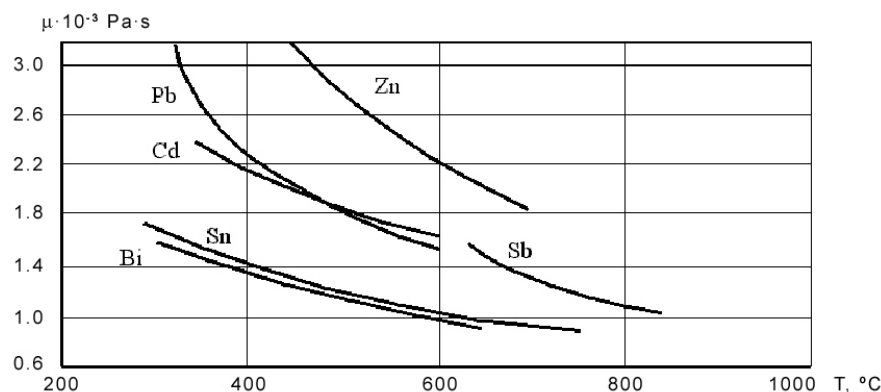


Рис. 3. Кривые изменения вязкости ряда металлов в зависимости от температуры

сти, а также их изменений от величины давления из-за их малости (отклонения результатов – десятые доли 1 %), поэтому в общем виде уравнение пропитки пористых тел жидкими легкоплавкими металлами и сплавами примет вид:

$$\frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{1}{e^{\gamma \cdot T}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right). \quad (10)$$

В таком виде уравнение 10 является нелинейным и описывает процесс изменения давления жидкого металла по глубине пористого тела с учетом изменения от температуры только вязкости. Но, как правило, технологически более рационально не с каждым разом нагревать многотоннограммовую камеру высокого давления, а один раз нагреть ее до нужной температуры и проводить процесс пропитки. Тогда уравнение 10 примет обычный линейный вид:

$$\frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu^*} \cdot \frac{\partial^2 P}{\partial x^2}, \quad (11)$$

где μ^* – вязкость расплавленного металла при фиксированной температуре (T_ϕ).

Для успешной пропитки должно выполняться условие: $T_\phi > T_n$ на 20...30 °С, где T_n – температура начала плавления выбранного для пропитки металла.

Примером пропитки пористых оснований жидким металлом может служить определение пористости методом ртутной порометрии. Этот метод аналогичен рассматриваемой задаче, в свою очередь, точность метода напрямую зависит от величины давления на ртуть при заполнении пор. В работе [10] приводятся данные по заполнению ртутью 2-х одинаковых пористых образцов: 1 – давление 100 кПа, заполнение 0,065 % объема ртути, отнесенного к объему образца; 2 – давление

1000 кПа, заполнение 0,125 % объема ртути, отнесенного к объему образца. Вывод только один: чем выше используемое давление пропитки, тем больше микропор будет заполнено.

В данной задаче распределение давления жидкого металла в пористом теле будет зависеть только от 2-х факторов: коэффициента проницаемости k пористого тела и вязкости расплавленного металла (μ^*) при фиксированной температуре (рис. 3).

При одном и том же пористом теле k – для легкоплавких металлов может значительно отличаться от k для жидкостей (до 10 раз). Причиной тому могут быть: застойные участки, которые жидкости обходят, а металлы – нет; отличие в сдвиговых напряжениях в процессе течения у жидкостей и расплавленных металлов; различная сила сопротивления на границе поверхность поры – жидкость, возможны химические реакции с материалом самого тела, образование пленок на поверхности расплава металла и т. д.

В рассматриваемой задаче $k = 1,26 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2$, т.е. на порядок меньше, чем для вязких ($\mu \geq 10 \text{ Па} \cdot \text{с}$) жидкостей. В качестве аналитического исследования пропитки пористых материалов легкоплавкими металлами и сплавами использовали олово: $k = 1,26 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2$ и $\mu = 1,26 \cdot 10^{-3} \text{ Па} \cdot \text{с}$ при $T = 400 \text{ °С}$ (рис. 3) [11].

Физические характеристики олова заносили в программу (уравнение (11)) и по данным расчетов строились графики распределения давления расплавленного олова по глубине пористого тела при различных по времени выдержках.

Экспериментально установлено, что если начальная вязкость у используемых жидкостей или расплавленных металлов $\mu_0 \leq 0,1 \text{ Па} \cdot \text{с}$, то можно считать, что пропитка прошла полностью (все микропоры заполнены), при условии – в центре пропитываемого пористого тела давление среды должно быть не менее 1 МПа.

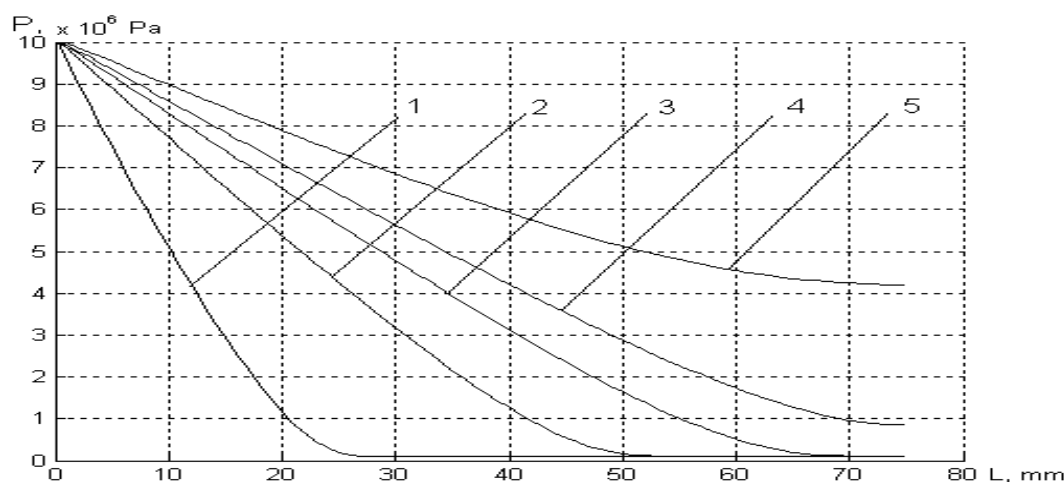


Рис. 4. Кривые распределения давления олова по глубине пористого тела под давлением 10 МПа при различных технологических выдержках:

1 – $t_{\text{выд}} = 0 \text{ с}$, 2 – $t_{\text{выд}} = 30 \text{ с}$, 3 – $t_{\text{выд}} = 60 \text{ с}$, 4 – $t_{\text{выд}} = 90 \text{ с}$, 5 – $t_{\text{выд}} = 120 \text{ с}$, для всех случаев – скорость увеличения давления – $V_{\text{нд}} = \text{const} = 0,5 \text{ МПа/с}$

Необходимо отметить, при давлениях $P \sim 10 \div 15$ МПа и выдержке под этим давлением 1÷3 минуты, заполнении микропор при пропитке будет 100 %. Чем больше давление, создаваемое в используемой установке, тем меньше габариты самой камеры высокого давления и тем дороже и ее стоимость, и эксплуатация.

В данном случае, при анализе данных (из решений уравнения (11)) при пропитке пористых тел расплавленными металлами можно с уверенностью утверждать, что при давлениях $P_{\max} \sim 50$ МПа (с гарантией полного заполнения пор) общие габариты пористых тел подлежащих пропитке могут достигать до 0,5 м. При таких величинах давлений есть реальная возможность в создании гидростатов со значительными внутренними габаритами при минимальных затратах.

По расположению кривых 2–5 (рис. 4), при выше указанных параметрах процесса, можно отметить: выдержка по времени – 30 секунд – пропитка расплавленным оловом достигает 50 мм глубины (кривая 2); выдержка 60 секунд – глубина пропитки 65 мм (кривая 3); выдержка 90 секунд – пропитка полная (кривая 4); и при выдержке 120 секунд – пропитка всего образца с «гарантией» (кривая 5). Под «гарантией» подразумевается, что все газовые включения будут вытеснены и пустоты будут заполнены полностью.

При пропитке пористых тел расплавами металлов под давлением можно сделать ряд выводов:

1. Металлы в расплавленном состоянии по вязкости соизмеримы с жидкостями незначительной вязкости $\mu \sim 10^{-3} \div 10^{-2}$ Па·с, поэтому пропитку ими пористых тел можно производить под давлением значительно ниже исследуемых в данной работе.

2. Точность практических результатов и результатов математической модели (уравнение (11)) будет зависеть от точности определения коэффициента проницаемости k и вязкости расплавленного металла μ^* .

3 В качестве исходных пористых тел могут использоваться: керамика, металлокерамика, металл с размером микропор $D_{cp} = 0,01$ мм и менее.

Заключение

1. Предложена и проанализирована математическая модель пропитки пористых тел средами вязкостью μ_0 до 100 Па·с с учетом температурного фактора.

2. Даны рекомендации по коррекции пьезокоэффициента вязкости (C) и температурного коэффициента вязкости (γ) при использовании их в общей модели пропитки под давлением с нагревом (8).

3. На примере битумной смолы ($\mu \sim 100$ Па·с) и олова ($\mu_0 = 1,4 \cdot 10^{-3}$ Па·с, при $T = 400$ °С) показано влияние температуры на степень пропитки пористого тела.

4. Установлено что, при одинаково затраченном времени процесса пропитки, более значимым из 2-х технологических параметров: (1-й, минимальная ско-

рость подъема давления до $P_{\max}$, но без выдержки по времени; и 2-й, максимальная скорость подъема давления, но с выдержкой под этим давлением) будет второй (рекомендуемое время выдержки – 1 ÷ 3 минуты).

5. На основе предложенных математических моделей пропитки под давлением с учетом температуры (8 и 11) можно рассчитывать оптимальные значения технологических факторов и определиться в выборе необходимого оборудования (гидростаты – высокие давления до 2000 МПа, но низкие температуры до 500 °С; газостаты – давление до 200 МПа, но температура до 2000 °С).

Список литературы

1. Косинский В. В. Математическое обоснование влияния основных технологических факторов на процессы пропитки недеформируемых пористых оснований вязкими средами под высоким давлением / В. В. Косинский // Порошковая металлургия. НАНУ. – 2009. – № 1/2. – С. 18–28.
2. Косинский В. В. Определение пьезокоэффициента вязкости различных жидкостей и их смесей при высоких давлениях / В. В. Косинский // Сб. научн. тр. Физика и техника высоких давлений. НАНУ, 2008. – Т. 18. – № 1. – С. 93–100.
3. Косинский В. В. Проникновение жидкостей в пористые тела под высоким давлением / Косинский В. В., Косинский В. Ф. // Сб. научн. тр. Физика и техника высоких давлений. АН УССР, № 34. – 1990. – С. 90–94.
4. Огибалов П. М. Нестационарное движение вязко-пластических сред. / Огибалов П. М., Мирзаджанзаде А. Х. – М. : Изд-во Моск. ун-та. – 1977. – 373 с.
5. Косинский В. В. Разрушение пористых тел жидкостью под высоким давлением / В. В. Косинский // Проблемы прочности. АН УССР, 1991. – № 4. – С. 69–73.
6. Косинский В. В. Влияние температуры на свойства вязких сжимаемых жидкостей в процессе пропитки ими пористых тел под высоким давлением / В. В. Косинский // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2008. – № 1. – С. 52–56.
7. Золотых Е. В. Исследования в области высоких давлений. / Золотых Е. В., Бухаров Ю. Т., Кузнецов Д. Т. – М. : Комитет стандартов мер и измерительных приборов, 1969. – Вып. 104/1643. – 86 с.
8. Косинский В. В. Нелинейные законы Дарси и критерий Рейнольдса при течении сжимаемых жидкостей под высоким давлением в пористых телах / Косинский В. В. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2007. – № 1. – С. 60–69.
9. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Малинин Н. Н. – М. : Машиностроение, 1968. – 400 с.
10. Витязь П. А. Пористые порошковые материалы и изделия из них. / Витязь П. А., Капцевич В. М., Шелег В. К. – Минск : Вышэйшая школа, 1987. – 164 с.
11. Кошкин Н. И. Справочник по элементарной физике / Н. И. Кошкин, М. Г. Ширкевич. – М. : Наука, 1965. – 250 с.

Одержано 26.11.2010

Косинський В. В. Отримання композиційних матеріалів з наперед заданими властивостями способом гідростатичного просочення з нагрівом

Проведено аналіз просочення пористих тіл в'язкими ($\mu \sim 100 \text{ Па}\cdot\text{с}$) середовищами, що стискаються під високим тиском з урахуванням температурного чинника. Запропоновані математичні моделі просочення пористих тіл під високим тиском з нагрівом, як для легкоплавких металів, так і для в'язких органічних середовищ. Надане обґрунтування застосування кожного з них. Обґрунтовано роль витримки під тиском і дана кількісна її оцінка. На основі розглянутих математичних моделей надані рекомендації щодо визначення оптимальних параметрів процесу просочення і вибору відповідних установок.

Ключові слова: гідростатична обробка, математична модель, камера високого тиску, в'язке середовище, просочення, поруваті тіла.

Kosinskiy V. Receiving of composite materials with predetermined properties hydrostatic impregnation method with heating

The analysis of porous bodies impregnation by viscous ($\mu \sim 100 \text{ Pa}\cdot\text{sec}$) compressible mediums under high pressure with allowance for temperature factor is carried out. Mathematical models of porous bodies' impregnation under a high pressure with heating both for low-melting metals, and for viscous organic mediums are offered. Substantiations of application of each of them are given. The role of treatment under pressure is estimated and its quantitative estimation is given. On the basis of the considered mathematical models the recommendations by definition of optimum parameters of process of impregnation and the choice of relevant equipments are given.

Key words: hydrostatic treatment, mathematical model, high-pressure chamber, viscous medium, pressure treatment, porous bodies.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 539.319

О. Г. Попович, канд. техн. наук В. Г. Шевченко

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

АНАЛІЗ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ НА ОСНОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ В ОБЛАСТІ КОНТАКТУ

Проведено аналіз розподілу інтенсивності напружень по глибині при стисканні двох тіл у залежності від кривизни їхніх поверхонь. Отримано співвідношення зусиль деформування при попередньому та остаточному зміцненні поверхневим пластичним деформуванням робочими тілами різних розмірів.

Ключові слова: поверхневий шар, інтенсивність напружень, сила деформування, кривизна поверхні, площа контакту.

Вступ

За умов експлуатації поверхневий шар деталі зазнає найбільш сильних впливів: механічного, хімічного, електрохімічного, теплового тощо. Тому до поверхневого шару ставляться більш високі вимоги, ніж до основної маси матеріалу деталі.

Для підвищення опору деталей втомі в сучасному машинобудуванні використовують зміцнення поверхневим пластичним деформуванням. У результаті такого зміцнення в поверхневому шарі матеріалу деталі кристаліти пластично деформуються, утворюється кристалографічна текстура, виникають сприятливі залишкові напруження стиску.

Відомо, що зі збільшенням товщини шару із залишковими напруженнями стиску та з підвищенням їх величин до певного рівня здатність деталі чинити опір втомі зростає [1]. Для підвищення зміцнювального ефекту від поверхневого пластичного деформування збільшують у допустимих межах силу деформування, а також застосовують два (іноді – три) робочі ходи. При цьому сила деформування не повинна перевищувати критичного значення, за якого відбувається перенаклеп поверхні деталі.

Залишкові напруження стиску після зміцнення поверхневим пластичним деформуванням в один робочий хід досягають екстремуму у більшості випадків на деякій відстані від поверхні деталі [2]. У тонкому прошарку безпосередньо під поверхнею деталі наводяться або незначні за величиною залишкові напруження стиску, або навіть залишкові напруження розтягу. Крім того, прошарок із кристалітами, що отримали в результаті зміцнення найбільшу пластичну деформацію, зазвичай знаходиться також на деякій відстані від поверхні деталі [3].

За умови роботи деталі при змінних напруженнях зародження втомних тріщин найчастіше починається саме з поверхні. Ці міркування дають підставу для визначення режимів зміцнення поверхневим пластичним деформуванням, які б дозволили сформувати в деталі поверхневий шар із вдосконаленим розподілом залишкових напружень.

Мета роботи – аналітичне знаходження такого співвідношення параметрів поверхневого пластичного деформування при попередньому та остаточному зміцненні деталі, яке є бажаним з точки зору вдосконалення розподілу залишкових напружень у поверхневому шарі.

Зміст і результати дослідження

Згідно з умовою початку пластичного деформування Губера-Мізеса [4] пластична деформація у розглядуваному об'ємі пружно-пластичного тіла починається тоді, коли інтенсивність напружень σ_{int} у цьому об'ємі досягає границі текучості матеріалу σ_T . Значення σ_{int} можна виразити через головні напруження $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ за формулою:

$$\sigma_{\text{int}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \left((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 \right)^{1/2}. \quad (1)$$

У главі 6 літературного джерела [5] наведено формули (137), за допомогою яких при пружному стисканні двох тіл можна визначати головні напруження в точках на осі Oh , яка проходить через центр площад-

ки контакту тіл, що стискаються, перпендикулярно до цієї площадки. З цих формул і формули (1) випливає, що при конкретному значенні коефіцієнта Пуассона

в відношення $\frac{\sigma_{\text{int}}}{P_0}$ можна розглядати як функцію

аргументів $\frac{h}{a}$ і $\frac{b}{a}$. Тут і далі через P_0 будемо позначати найбільший на площадці контакту тиск, який має місце в її центрі;

a і b – довжини відповідно більшої та меншої півосей еліптичного контуру площадки контакту (рис. 1); h – глибина, що відраховується від поверхні тіла до точки на осі Oh , в якій визначаємо величину σ_{int} .

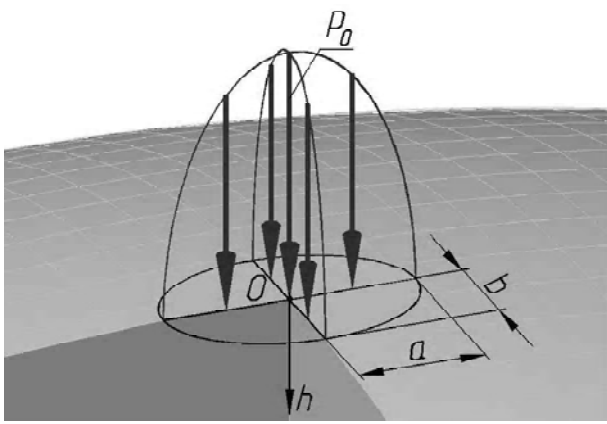


Рис. 1. Площадка контакту

Відношення півосей еліпса пов'язано з його ексцентриситетом e формулою:

$$\frac{b}{a} = \sqrt{1 - e^2}.$$

Ексцентриситет e еліптичної площадки контакту знаходять як корінь трансцендентного рівняння (71) глави 6 джерела [5]. З цього рівняння та формул (58) глави 6 джерела [5] випливає, що він залежить тільки від величин головних кривизн та кута між площинами головних кривизн поверхонь розглядуваних тіл у точці їх первинного контакту.

Користуючись виразами (73) і (75) глави (6) джерела [5], формули для a і P_0 можна подати у такому вигляді:

$$a = 3 \sqrt{\frac{3 \cdot L(e)}{\pi \cdot (1 - e^2)} \cdot \frac{\eta \cdot Q}{\kappa}}; \quad (2)$$

$$P_0 = \frac{1}{2} \cdot 3 \sqrt{\frac{3 \cdot \sqrt{1 - e^2}}{\pi \cdot (L(e))^2} \cdot \frac{\kappa^2 \cdot Q}{\eta^2}}, \quad (3)$$

де κ – сума головних кривизн поверхонь тіл, що стискаються, в точці контакту перед прикладанням стискаючої сили $\bar{Q}$;

$$L(e) = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - e^2 \cdot \sin^2 \phi} d\phi;$$

$$\eta = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2};$$

де E_1 і E_2 , ν_1 і ν_2 – відповідно модулі Юнга та коефіцієнти Пуассона тіл, що стискаються.

Задаючи різні значення аргументу $\frac{b}{a}$ в інтервалі

від нуля до одиниці, ми побудували при $\nu = 0,3$ графіки залежності відносного значення інтенсивності на-

пружень $\frac{\sigma_{\text{int}}}{P_0}$ від відносної глибини $\frac{h}{a}$ (рис. 2). Аналіз

цих графіків показує, що при пружному стисканні двох тіл максимум інтенсивності напружень $\sigma_{\text{int}}^{\text{max}}$ знаходиться на певній глибині h^{max} під центром площадки контакту. Шляхом чисельного вирішення рівняння

$$\frac{d(\sigma_{\text{int}}/P_0)}{d(h/a)} = 0$$

для різних значень $\frac{b}{a}$ ми знаходили відповідні їм значення відносних глибин $\frac{h^{\text{max}}}{a}$, при яких інтенсивність напружень досягає максимуму $\sigma_{\text{int}}^{\text{max}}$.

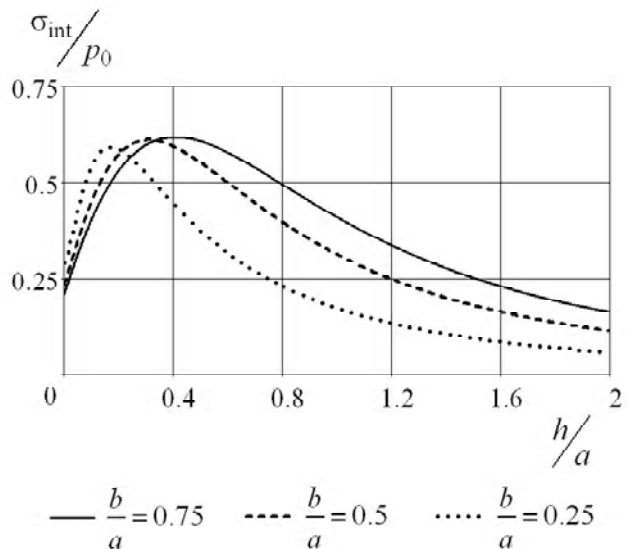


Рис. 2. Графіки залежності відносного значення інтенсивності напружень від відносної глибини для різних співвідношень півосей площадки контакту

Тоді величини $h^{\max}$ і $\sigma_{\text{int}}^{\max}$ можна представити таким чином:

$$h^{\max} = \psi_h \cdot a; \quad (4)$$

$$\sigma_{\text{int}}^{\max} = \psi_{\sigma} \cdot p_0, \quad (5)$$

де ψ_h і ψ_{σ} – функції, що залежать від величини відношення півосей $\frac{b}{a}$ еліптичної площадки контакту, тобто від величини $\sqrt{1-e^2}$.

Графіки функцій $\psi_h\left(\frac{b}{a}\right)$ і $\psi_{\sigma}\left(\frac{b}{a}\right)$, отриманих чисельним методом при $\nu = 0,3$, ми зобразили на рис. 3 і рис. 4 відповідно.

Підставивши у вирази (4) і (5) формули (2) і (3) відповідно, дістанемо:

$$h^{\max} = \psi_h \cdot \sqrt[3]{\frac{3 \cdot L(e)}{\pi \cdot (1-e^2)} \cdot \frac{\eta \cdot Q}{\kappa}}; \quad (6)$$

$$\sigma_{\text{int}}^{\max} = \frac{\psi_{\sigma}}{2} \cdot \sqrt[3]{\frac{3 \cdot \sqrt{1-e^2}}{\pi \cdot (L(e))^2} \cdot \frac{\kappa^2 \cdot Q}{\eta^2}}. \quad (7)$$

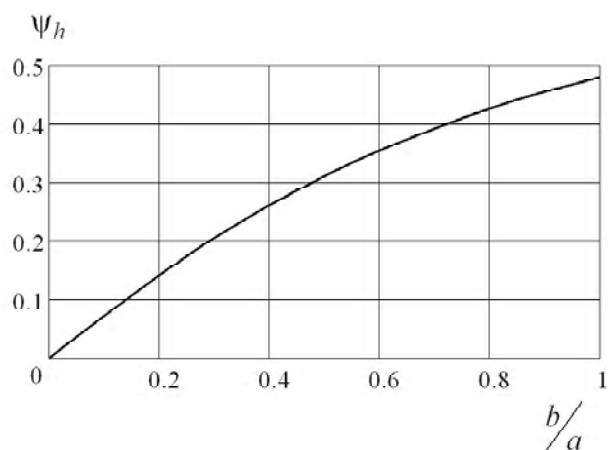


Рис. 3. Графік функції $\psi_h\left(\frac{b}{a}\right)$

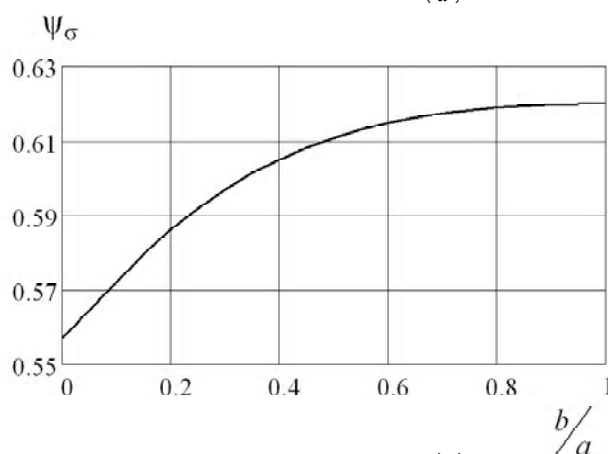


Рис. 4. Графік функції $\psi_{\sigma}\left(\frac{b}{a}\right)$

Розглянемо випадки пружного притискання до деталі робочого тіла зміцнювального інструменту з більшими головними радіусами кривизни робочої поверхні та робочого тіла з меншими головними радіусами кривизни робочої поверхні. Величини, які стосуються більшого робочого тіла, будемо супроводжувати індексом «R», а величини, що стосуються меншого робочого тіла, – індексом «r». Матеріали більшого та меншого робочих тіл однакові, тоді $\eta_R = \eta_r = \eta$.

Прирівнявши вирази для максимальних значень інтенсивності напружень у випадках притискання до деталі більшого та меншого робочих тіл, можна визначити співвідношення відповідних сил Q_R і Q_r , з якими треба притискати до деталі ці робочі тіла.

Зокрема, якщо робочі тіла мають такі значення радіусів кривизни робочих поверхонь, що ексцентриситети площадок контакту робочих тіл з деталлю в обох випадках однакові ($e_R = e_r = e$), то зазначене співвідношення сил притискання виглядатиме просто:

$$\frac{Q_r}{Q_R} = \frac{\kappa_R^2}{\kappa_r^2}. \quad (8)$$

При цьому для глибин $h_R^{\max}$ і $h_r^{\max}$, на яких інтенсивність напружень досягатиме максимального значення в цих випадках, з формули (6) отримаємо співвідношення:

$$\frac{h_r^{\max}}{h_R^{\max}} = \sqrt[3]{\frac{\kappa_R}{\kappa_r} \cdot \frac{Q_r}{Q_R}} = \frac{\kappa_R}{\kappa_r}.$$

Співвідношення (8) можна рекомендувати як орієнтовне для визначення відношення сили притискання робочого тіла до деталі при остаточному зміцненні до відповідної сили при попередньому зміцненні за умови, що площадки контакту робочих тіл з деталлю в обох випадках мають близькі значення ексцентриситету.

Суми головних кривизн κ_R і κ_r визначаються формулами:

$$\kappa_R = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} + \frac{1}{\rho_1} + \frac{1}{\rho_2};$$

$$\kappa_r = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} + \frac{1}{\rho_1} + \frac{1}{\rho_2},$$

де R_1 і R_2 , r_1 і r_2 та ρ_1 і ρ_2 – головні радіуси кривизни поверхонь відповідно більшого робочого тіла, меншого робочого тіла та деталі в точці контакту перед прикладанням стискаючої сили $\bar{Q}$.

В окремому випадку притискання до деталі робочих тіл зі сферичними робочими поверхнями

($R_1 = R_2 = R$, $r_1 = r_1 = r$), радіуси яких малі у порівнянні з радіусами кривизни поверхні деталі, тобто

$$\rho_1 \gg R > r, \quad \rho_2 \gg R > r$$

(наприклад, невеликі кулі або алмазні вигладжувачі), контури площадок контакту будуть близькими до колових,

$$e_R \approx e_r \approx 0.$$

При цьому формули для κ_R і κ_r спростяться до

$$\kappa_R \approx \frac{2}{R}, \quad \kappa_r \approx \frac{2}{r},$$

а орієнтовне співвідношення сил деформування при попередньому та при остаточному зміцненні набуде вигляду:

$$\frac{Q_r}{Q_R} = \frac{r^2}{R^2}.$$

Окремо розглянемо випадок притискання до циліндричної деталі циліндричного ролика, вісь якого паралельна до осі деталі. Півширина прямокутної смуги контакту визначається за формулою [5]:

$$b = \sqrt{\frac{4}{\pi} \cdot \frac{\eta \cdot f}{\frac{1}{R_u} + \frac{1}{\rho_u}}},$$

де f – нормальне до поверхні деталі зусилля, що припадає на одиницю довжини твірної циліндра;

R_u та ρ_u – радіуси циліндричного ролика та циліндричної деталі відповідно.

Найбільший на площадці контакту тиск, що має місце на її осевій лінії, визначається формулою [5]:

$$p_0 = \sqrt{\frac{1}{\pi} \cdot \frac{f}{\eta} \cdot \left(\frac{1}{R_u} + \frac{1}{\rho_u} \right)}.$$

Максимум інтенсивності напружень дорівнює

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{int}}^{\text{max}} &= 0,577 \cdot p_0 = \\ &= 0,577 \cdot \sqrt{\frac{1}{\pi} \cdot \frac{f}{\eta} \cdot \frac{\rho_u + R_u}{R_u \cdot \rho_u}}. \end{aligned} \quad (9)$$

Він має місце на глибині

$$\begin{aligned} H^{\text{max}} &= 0,7 \cdot b = \\ &= 0,7 \cdot \sqrt{\frac{4}{\pi} \cdot \eta \cdot f \cdot \frac{R_u \cdot \rho_u}{\rho_u + R_u}} \end{aligned} \quad (10)$$

під осью лінією площадки контакту.

З формули (9) випливає, що для рівності максимальних значень інтенсивності напружень у випадках притискання до циліндричної деталі більшого та меншого циліндричних роликів з радіусами R_u і r_u відповідно, необхідно задовольнити співвідношенню:

$$\frac{f_r}{f_R} = \frac{r_u}{R_u} \cdot \frac{\rho_u + R_u}{\rho_u + r_u}. \quad (11)$$

При цьому для глибин H_R^{max} і H_r^{max} , на яких інтенсивність напружень досягатиме максимального значення в цих випадках, з формули (10) отримаємо співвідношення:

$$\frac{H_r^{\text{max}}}{H_R^{\text{max}}} = \frac{r_u}{R_u} \cdot \frac{\rho_u + R_u}{\rho_u + r_u}.$$

Спираючись на формули (6) і (7) або (9) і (10), можна показати, що глибина, на якій інтенсивність напружень первинно досягне границі текучості матеріалу при збільшенні сили, з якою стискаються розглядувані тіла, буде тим більшою, чим більші радіуси кривизни контактуючих поверхонь цих тіл. Тому, використовуючи для поверхневого пластичного деформування інструменти, в яких робочі тіла мають різні радіуси кривизни робочих поверхонь, можна наводити в поверхневому шарі деталі залишкові напруження стиску з екстремумом на різній глибині.

Застосовуючи скінченноелементне моделювання, ми дослідили процес деформування поверхневого шару деталі з пружно-пластичного матеріалу при обкочуванні її поверхні лише одним та послідовно двома циліндричними роликами з різними радіусами.

Величини нормальних до поверхні деталі зусиль f_R та f_r , що прикладалися до циліндричних роликів відповідно з більшим та з меншим радіусами, задовольняли співвідношенню (11).

У цій роботі ми дотримувались загальноприйнятого в механіці правила знаків для напружень: напруження розтягу вважаються додатними, а напруження стиску – від’ємними. Словосполучення «величина залишкового напруження стиску» слід розуміти як абсолютну величину, тобто модуль залишкового напруження стиску.

Моделювання показало, що після зміцнення деталі більшим роликом, який притискали до деталі з нормальним до її поверхні більшим зусиллям, у деталі сформувався поверхневий шар завтовшки $H_{\text{зміцн}}$ з напруженнями стиску, екстремум яких знаходиться на глибині $H_{\text{екстр}}$ під поверхнею деталі. Якщо після вказаного попереднього зміцнення провести остаточне зміцнення деталі меншим роликом, притискаючи його

до деталі з нормальним до її поверхні меншим зусиллям, то в приповерхневому прошарку завтовшки $H_{екстр}$ зростуть величини залишкових напружень стиску. Оскільки залишкові напруження стиску, особливо в приповерхневому прошарку, уповільнюють зародження та розвиток втомних тріщин, то проведення попереднього та остаточного зміцнення у зазначений вдосконалений спосіб забезпечить деталі підвищену втомну довговічність.

Висновки

На основі аналізу напруженого стану в області контакту тіл, що стискаються, запропоновано формулу, яка визначає співвідношення зусиль деформування при попередньому та остаточному зміцненні деталі робочими тілами відповідно з більшими та з меншими головними радіусами кривизни робочих поверхонь.

Проведення попереднього та остаточного зміцнення у зазначений спосіб дозволить сформувати в деталі поверхневий шар із залишковими напруженнями стиску, причому в приповерхневому прошарку цього шару величини залишкових напружень стиску будуть збільшені. В результаті зміцнювальний ефект від поверхневого пластичного деформування буде підвищено.

У подальших дослідженнях буде продовжено теоретичний аналіз вибору параметрів поверхневого пластичного деформування та проведено експериментальну перевірку отриманих результатів.

Список літератури

1. Одинцов Л. Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием : справочник / Л. Г. Одинцов. – М. : Машиностроение, 1987. – 328 с.
2. Каледин Б. А. Повышение долговечности деталей поверхностным деформированием / Б. А. Каледин, П. А. Чепя ; под ред. Ю. В. Скорынина. – Минск : Наука и техника, 1974. – 232с.
3. Пшибыльский В. Технология поверхностной пластической обработки : пер. с польск. / В. Пшибыльский ; под. ред. А. Ф. Пименова. – М. : Металлургия, 1991. – 479 с.
4. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н. Н. Малинин – М. : Машиностроение, 1975. – 400 с.
5. Расчеты на прочность в машиностроении Т. 2. / [С. Д. Пономарев, В. Л. Бидерман, К. К. Лихарев и др.] ; под ред. С. Д. Пономарева. – М. : Машгиз, 1958. – 974 с.

Одержано 16.03.2011

Попович А.Г., Шевченко В.Г. Анализ упрочнения поверхностным пластическим деформированием на основе исследования напряженного состояния в области контакта

Проведен анализ распределения интенсивности напряжений по глубине при сжатии двух тел в зависимости от кривизн их поверхностей. Получено соотношение усилий деформирования при предварительном и окончательном упрочнении поверхностным пластическим деформированием рабочими телами разных размеров.

Ключевые слова: *поверхностный слой, интенсивность напряжений, сила деформирования, кривизна поверхности, площадка контакта.*

Popovich A., Shevchenko V. Surface strain hardening analysis on the basis of the stressed state in contact region research

Analysis of the through-thickness stress intensity distribution is made for compression of two bodies depending on their surface curvatures. The ratio between deforming forces at the preliminary and final surface strain hardening by means of working elements of different size is obtained.

Key words: *surface layer, stress intensity, deforming force, surface curvature, contact area.*

ВПЛИВ СПІЛЬНИХ КОЛИВАНЬ ЛОПАТЕЙ ПОВОРОТНО-ЛОПАТЕВОЇ ГІДРОТУРБИНИ НА РУХ ЇЇ РОБОЧОГО КОЛЕСА

На основі дискретної моделі робочого колеса поворотно-лопатевої гідротурбіни розглянуто несаморівноважені форми коливань системи вал з лопатями. Проаналізовано рух вала і виникаючі при закріпленні вала реакції опорних підшипників, які виникають на всіх несаморівноважених формах коливань.

Ключові слова: поворотно-лопатева гідротурбіна, дискретна модель, коливання, реакції опорних підшипників, вал з лопатями, робоче колесо, несаморівноважені форми коливань.

Вступ

У роботі [3] розглянуто дискретну модель вала з лопатками довільної турбомашини і наведено всі форми коливань даної системи. У першу чергу ця робота була орієнтована на авіаційні газові турбіни й компресори, і в ній були відзначені випадки взаємного впливу руху вінця лопаток і вала турбомашини.

Метою даної роботи є аналіз відповідних форм коливань системи, тобто таких форм, при яких коливання лопаток турбіни певним чином впливають на рух колеса турбіни. Для високооборотних авіаційних турбін і компресорів ці режими не мають особливого значення, однак вони є дуже важливими для порівняно низькооборотних гідротурбін. Зазначимо, що зазвичай для гідротурбін питання вібрацій вважаються другорядними, однак, як показала аварія на Саяно-Шушенській ГЕС [1], нехтувати вібраціями гідротурбін не можна.

1 Дискретна модель вала з лопатями гідротурбіни

У роботі [3] була запропонована дискретна модель турбомашини, яка виявилась дуже зручною, у першу чергу, для одержання якісних результатів, у той час як більшість використовуваних на цей час моделей є скінчено-елементними [2, 4]. Розрахунки за такими моделями є достатньо трудомісткими, а отримані результати – переважно кількісними.

Вищезазначена дискретна модель складалася з абсолютно жорсткого вала радіуса R масою M , на який насаджено n абсолютно жорстких пружно з'єднаних з валом лопаток з постійним кроком $2\pi/n$. Вісі, навколо яких обертаються лопатки відносно вала, утворювали з віссю вала кут α . У випадку гідротурбіни це відповідає такій схемі (рис. 1). У якості узагальнених координат, що задають положення системи в просторі, використовуються координати x , y , z центру вала,

кути повороту вала φ_x , φ_y , φ_z відносно нерухомих вказаних на рисунку 1 координатних осей OX , OY та OZ і кути φ_k ($k = \overline{1, n}$) поворотів лопатей відносно їхніх осей обертання, усього $n+6$ координат.

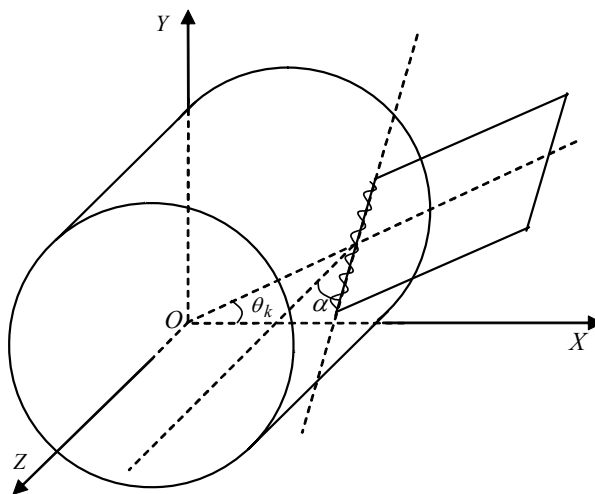


Рис. 1. Схема кріплення лопаті до вала гідротурбіни

Рух вала з лопатями описується зв'язаною системою $n+6$ диференціальних рівнянь:

$$(M + mn)\ddot{x} - ma \cos \alpha \sum_{k=1}^n \sin \theta_k \ddot{\varphi}_k + cx = 0,$$

$$(M + mn)\ddot{y} + ma \cos \alpha \sum_{k=1}^n \cos \theta_k \ddot{\varphi}_k + cy = 0,$$

$$(M + mn)\ddot{z} + ma \sin \alpha \sum_{k=1}^n \ddot{\varphi}_k + c_z z = 0,$$

$$\begin{aligned}
 & \left\{ j + \frac{n}{2} \left[m(R+a)^2 + J_{xx} \cos^2 \alpha + J_{yy} + \right. \right. \\
 & \left. \left. + J_{zz} \sin^2 \alpha - J_{xz} \sin 2\alpha \right] \ddot{\varphi}_x + [J_{zz} \sin \alpha + \right. \\
 & \left. + ma(R+a) \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha] \sum_{k=1}^n \sin \theta_k \ddot{\varphi}_k - \right. \\
 & \left. - J_{yz} \sum_{k=1}^n \cos \theta_k \ddot{\varphi}_k + c_{xy} \varphi_x = 0, \right. \\
 & \left\{ j + \frac{n}{2} \left[m(R+a)^2 + J_{xx} \cos^2 \alpha + J_{yy} + \right. \right. \\
 & \left. \left. + J_{zz} \sin^2 \alpha - J_{xz} \sin 2\alpha \right] \ddot{\varphi}_y - [J_{zz} \sin \alpha + \right. \\
 & \left. + ma(R+a) \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha] \sum_{k=1}^n \cos \theta_k \ddot{\varphi}_k - \right. \\
 & \left. - J_{yz} \sum_{k=1}^n \sin \theta_k \ddot{\varphi}_k + c_{xy} \varphi_y = 0, \right. \\
 & \left\{ j + n \left[m(R+a)^2 + J_{xx} \sin^2 \alpha + J_{zz} \cos^2 \alpha + \right. \right. \\
 & \left. \left. + J_{xz} \sin 2\alpha \right] \ddot{\varphi}_z + [ma(R+a) \cos \alpha + \right. \\
 & \left. + J_{zz} \cos \alpha + J_{xz} \sin \alpha] \sum_{k=1}^n \ddot{\varphi}_k + c_{\varphi} \varphi_z = 0, \right. \\
 & -ma \cos \alpha \sin \theta_k \ddot{y} + ma \cos \alpha \cos \theta_k \ddot{y} + \\
 & + ma \sin \alpha \ddot{z} + [ma(R+a) \sin \alpha + J_{zz} \sin \alpha - \\
 & - J_{xz} \cos \alpha] \sin \theta_k \ddot{\varphi}_x - J_{yz} \cos \theta_k \ddot{\varphi}_x - \\
 & - [ma(R+a) \sin \alpha + J_{zz} \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha] \times \\
 & \times \cos \theta_k \ddot{\varphi}_y - J_{yz} \sin \theta_k \ddot{\varphi}_y + \\
 & + [ma(R+a) \cos \alpha + J_{zz} \cos \alpha + J_{xz} \sin \alpha] \ddot{\varphi}_z + \\
 & + (ma^2 + J_{zz}) \ddot{\varphi}_k + (c_1 + 2c_0 h^2) \varphi_k - \\
 & - c_0 h^2 (\varphi_{k+1} + \varphi_{k-1}) = 0 \quad (k = \overline{1, n}). \quad (1)
 \end{aligned}$$

При цьому система диференціальних рівнянь (1), що описує рух такої механічної системи як вал з лопатями гідротурбіни, така ж, як й у випадку авіаційних турбін, відрізняючись тільки значеннями параметрів. Це дозволяє, не повторюючи відповідних математичних розрахунків, сконцентруватися на головних отри-
маних результатах.

Симетрична система, що складається з вала і вінця лопатей, має велику кількість самоврівноважених форм коливань. Це форми із двома, трьома й більшою кількістю вузлових діаметрів, однак для гідротурбіни найбільший інтерес становлять несамоврівноважені форми коливань. Вони виникають у результаті того, що вісь повороту нахилена до осі турбіни, і рух лопатей розділяється на перпендикулярний осі $\bar{S}_{nk}$ й по-
здовжній $\bar{S}_{zk}$ (рис. 2). Такими формами коливань є вісесиметричні форми та форми з одним вузловим діаметром. Розглянемо їх докладніше.

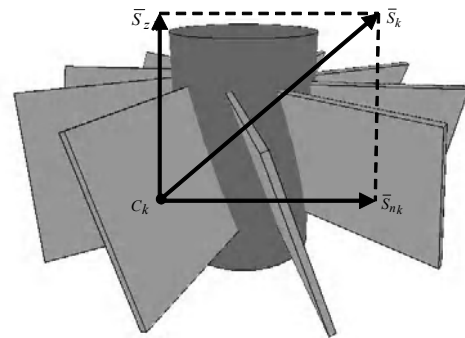


Рис. 2. Складові переміщення k -ї лопаті

2 Аналіз несамоврівноважених форм коливань

1. Осьова симетрія: $\varphi_k = \Phi$, $x = 0$, $y = 0$, $\varphi_x = 0$, $\varphi_y = 0$.

Рівняння (1) приймають вигляд:

$$\begin{aligned}
 & (M + mn) \ddot{z} + mna \sin \alpha \ddot{\Phi} + c_z z = 0, \\
 & \left\{ j + n \left[m(R+a)^2 + J_{xx} \sin^2 \alpha + J_{zz} \cos^2 \alpha + \right. \right. \\
 & \left. \left. + J_{xz} \sin 2\alpha \right] \ddot{\varphi}_z + [ma(R+a) \cos \alpha + \right. \\
 & \left. + J_{zz} \cos \alpha + J_{xz} \sin \alpha] \ddot{\Phi} + c_{\varphi} \varphi_z = 0, \right. \\
 & [ma(R+a) \cos \alpha + J_{zz} \cos \alpha + J_{xz} \sin \alpha] \ddot{\varphi}_z + \\
 & + ma \sin \alpha \ddot{z} + (ma^2 + J_{zz}) \ddot{\Phi} + c_1 \Phi = 0. \quad (2)
 \end{aligned}$$

Рівняння (2) показують, що вісесиметричні коливання вінця лопатей супроводжуються крутильними коливаннями вала й поступальним рухом вала уздовж осі OZ . Всі лопаті одночасно повертаються на той самий кут навколо своїх осей. У результаті поздовжніх складових переміщення $\bar{S}_{zk}$ всі лопаті одночасно зміщуються уздовж осі вала то в один, то в інший бік. З огляду на те, що в реальності обидва кінці вала закріплені в опорних підшипниках та з урахуванням великої сумарної маси лопатей при таких коливаннях у процесі експлуатації гідротурбін виникають великі поздовжні реакції $\bar{R}_z$ в опорних підшипниках турбіни (рис. 3). Проведені розрахунки показали, що частота вісесиметричних коливань системи становить кілька десятків герців. Як правило, це відповідає частоті обертання турбіни в процесі розгону або гальмування.

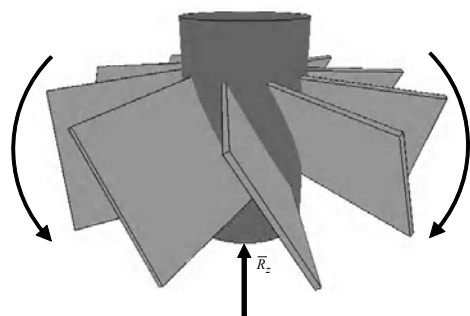


Рис. 3. Схема вісесиметричних коливань вала з лопатями

Іншою несамоврівноваженою формою є форма коливань із одним вузловим діаметром.

2. Форми коливань з одним вузловим діаметром.

Вертикальний вузловий діаметр: $\varphi_k = \Phi \cos \theta_k$,

$x = 0$, $z = 0$, $\varphi_z = 0$.

З системи рівнянь (1) одержуємо

$$(M + mn)\ddot{y} + \frac{mn}{2} a \cos \alpha \ddot{\Phi} + cy = 0,$$

$$\left\{ j + \frac{n}{2} \left[m(R + a)^2 + J_{xx} \cos^2 \alpha + J_{yy} + \right. \right. \\ \left. \left. + J_{zz} \sin^2 \alpha - J_{xz} \sin 2\alpha \right] \right\} \ddot{\varphi}_y - [J_{zz} \sin \alpha + \\ + ma(R + a) \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha] \frac{n}{2} \ddot{\Phi} + c_{xy} \varphi_y = 0, \quad (3)$$

$$- \frac{\ddot{\varphi}_y}{ma(R + a) \sin \alpha + J_{zz} \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha} \times \\ \times \left\{ ma(R + a) \sin \alpha + J_{zz} \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha \right\}^2 + \\ + J_{yz}^2 \} + ma \cos \alpha \ddot{y} + (ma^2 + J_{zz}) \ddot{\Phi} + \\ + \left(c_1 + 2h^2 c_0 \left(1 - \cos \frac{2\pi}{n} \right) \right) \Phi = 0,$$

$$\varphi_x = \frac{J_{yz}}{ma(R + a) \sin \alpha + J_{zz} \sin \alpha - J_{xz} \cos \alpha} \varphi_y. \quad (4)$$

Горизонтальний вузловий діаметр: $\varphi_k = \Phi \sin \theta_k$,

$y = 0$, $z = 0$, $\varphi_z = 0$.

Картина коливань у цьому випадку така ж, як й у випадку вертикального вузлового діаметра, різниця тільки в повороті на кут 90° .

Аналіз рівнянь (3) показує, що в цьому випадку коливання лопатей супроводжуються поступальним переміщенням вала уздовж вузлового діаметра – осі OY ; крім цього, відбувається обертання вала відносно осі, що лежить у площині XOY й такої, що задається рівнянням (4). Це також пояснюється тим, що за рахунок нахилів осей обертання лопатей швидкості їхніх центрів мас мають складові уздовж цієї осі.

При цьому половина вінця лопатей рухається в одному напрямку уздовж осі вала, а інша половина – у протилежному (рис. 4). При закріпленні кінців вала при таких коливаннях виникає значна поперечна реакція $\bar{R}_n$ в опорних підшипниках. Цим формам коливань також відповідають власні частоти, що належать режимам розгону або гальмування.

Висновки

Вивчення вільних коливань вала з лопатями турбомашини дозволило виявити важливу роль коливань при експлуатації гідротурбін, а саме випадки впливу

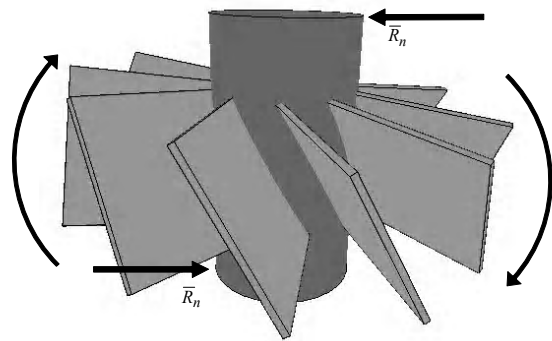


Рис. 4. Схема форм коливань гідротурбіни з одним вузловим діаметром

спільних коливань лопатей на рух колеса турбіни. Зокрема, це властиве вісесиметричним формам коливань та формам з одним вузловим діаметром. У результаті несамоврівноваженості коливань лопатей з'являються складові переміщень уздовж різних осей координат, що в процесі експлуатації гідротурбін призводить до виникнення реакцій в опорних підшипниках. При цьому власні частоти коливань вала з лопатями потрапляють у діапазон, що відповідає режимам розгону або гальмування гідротурбіни. При певних умовах, зокрема, при частому проходженні турбіною режимів розгону та гальмування в результаті виникнення на цих режимах великих реакцій в опорних підшипниках це може призводити до пошкодження турбіни.

Отримані результати мають важливе практичне значення для аналізу поведінки турбін під час їх роботи, розробки заходів щодо уникнення пошкоджень турбін та аварійних ситуацій, для проектування нових турбін та експлуатації вже існуючих.

Список літератури

1. Акт технического расследования причин аварии, произошедшей 17 августа 2009 года в филиале Открытого Акционерного Общества «РусГидро» - «Саяно-Шушенская ГЭС имени П. С. Непогожного». (http://www.rushydro.ru/file/main/global/press/news/8526.html/Akt_tehrassledovaniya_prichin_aviarii_na_SShGES.pdf)
2. Исследование динамических характеристик лопастей рабочих колес поворотной-лопастных гидротурбин при взаимодействии с жидкостью / [Е. В. Ганчин, И. Е. Ржевская, Е. А. Стрельникова] // Вісник Харківського національного університету. Математичне моделювання. Інформаційні технології. Автоматизовані системи управління, 2009. – № 847. – С. 79–86.
3. Григорьева П. П. Исследование колебаний поврежденных дисков с лопатками газотурбинных двигателей на основе дискретной модели / П. П. Григорьева, А. Д. Шамровский // Проблемы машиностроения. – 2005. – Т. 8. – № 2. – С. 56–64.
4. Оценка ресурса и долговечности элементов циклически симметричных конструкций / [Т. Ф. Медведовская, И. Е. Ржевская, Е. В. Еселева и др.] // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 2. – С. 143–147.

Одержано 14.10.2010

Шамровский А.Д., Шевченко В.А., Радченко В.В., Кучер В.Г., Кобец В.А. Влияние совместных колебаний лопастей поворотной-лопастной гидротурбины на движение ее рабочего колеса

На основе дискретной модели рабочего колеса поворотной-лопастной гидротурбины рассмотрены несамоуравновешенные формы колебаний системы вал с лопастями. Проанализированы движение вала и возникающие при закреплении вала реакции опорных подшипников на всех несамоуравновешенных формах колебаний.

Ключевые слова: поворотная-лопастная гидротурбина, дискретная модель, колебания, реакции опорных подшипников, вал с лопастями, рабочее колесо, несамоуравновешенные формы колебаний.

Shamrovskiy A., Shevchenko V., Radchenko V., Kucher V., Kobets V. Combined vibrations influence of the adjustable-blade turbine blades on the turbine water wheel motion

On base of discrete model of adjustable-blade turbine water wheel the nonself-balanced mode shapes of shaft with impeller blades system are considered. The shaft motion and supporting bearing reaction which appear due to shaft fixing on all nonself-balanced mode shapes are analyzed.

Key words: adjustable-blade turbine, discrete model, vibrations, supporting bearing reaction, shaft with impeller blades, water wheel, nonself-balanced mode shapes.

УДК 539.3

Канд. фіз.-мат. наук О. О. Авраменко

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

АНАЛІЗ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ НЕТОНКИХ ОРТОТРОПНИХ КОНІЧНИХ ОБОЛОНОК ЗМІННОЇ ТОВЩИНИ ПІД ДІЄЮ НЕРІВНОМІРНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

На основі запропонованого підходу проведено аналіз напружено-деформованого стану нетонких ортотропних конічних оболонок змінної товщини під дією нерівномірно розподіленого навантаження. Як приклад наведено результати розподілу прогинів для конічних оболонок у залежності від параметрів змінної товщини для деяких навантажень. Виявлені ефекти і отримані закономірності.

Ключові слова: нерівномірне навантаження, нетонка ортотропна конічна оболонка, уточнена теорія, змінна товщина, сплайн, метод дискретної ортогоналізації, напружено-деформований стан.

Вступ

Конічні оболонки сталі та змінної товщини широко застосовуються в різних галузях техніки як елементи конструкцій та деталі машин [1, 2]. Навантаження, під впливом яких знаходяться такі конструкції, часто може бути нерівномірним.

При розрахунку міцності оболонкових конструкцій необхідно мати інформацію про їх напружено-деформований стан. Важливим при визначенні напружено-деформованого стану є врахування змінної товщини оболонки, оскільки в багатьох випадках необхідно вибирати раціональні параметри деформативності конструкції, не змінюючи її ваги. У багатьох випадках матеріали механічних об'єктів, що розглядаються, є анізотропними, що зумовлено широким застосуванням композитних матеріалів та змушує використовувати для дослідження напружено-деформованого стану таких конструкцій уточнені моделі теорії оболонок, що враховують вплив поперечного зсуву.

Для розв'язання задач статички тонких конічних оболонок як сталі, так і змінної товщини існує ряд розроблених методів, тоді як задачам про напружено-деформований стан конічних оболонок в уточненій постановці присвячено небагато робіт.

Метою даної роботи є розрахунок та аналіз напружено-деформованого стану оболонок вказаного класу на базі гіпотези прямолінійного елемента в залежності від параметрів змінної товщини та нерівномірно розподіленого навантаження.

1 Розв'язання задач статички нетонких конічних оболонок на основі сплайн-апроксимації

У деяких випадках, особливо для нетонких оболонок та оболонок з композитних матеріалів, припущення класичної теорії можуть привести до результатів, що недостатньо точно відображають суть механічних явищ, що вивчаються. Для розв'язання таких задач запропоновано різні варіанти уточнених моделей обо-

лонок, отримані на основі менш жорстких припущень, ніж припущення про збереження нормального прямолінійного елемента.

Пропонується підхід до розв'язання двовимірних задач про напружено-деформований стан конічних оболонок в уточненій постановці [4] на базі гіпотези прямої лінії, заснований на пониженні розмірності задачі за допомогою сплайн-коллокації [3] і розв'язанні отриманої при цьому одновимірної крайової задачі стійким методом дискретної ортогоналізації [1, 3].

Розглянемо клас нетонких конічних оболонок, віднесених до ортогональної системи координат s, θ, γ , де s – довжина по створюючій поверхні приведення, – центральний кут у поперечному перетині, – нормальна до даної поверхні координата. Радіус кола в поперечному перетині представимо у вигляді $r = r_0 + \cos \varphi \cdot s$.

Виходячи з основних співвідношень уточненої теорії оболонок, після ряду перетворень, отримуємо розв'язувальну систему диференціальних рівнянь у частинних похідних у переміщеннях, що описує напружено-деформований стан конічних оболонок змінної товщини:

$$\begin{aligned} & rC_{11} \frac{\partial^2 u}{\partial s^2} + \frac{C_{66}}{r} \frac{\partial^2 u}{\partial \theta^2} + (C_{12} + C_{66}) \frac{\partial^2 v}{\partial s \partial \theta} + \\ & + \left(r \frac{\partial C_{11}}{\partial s} + \cos \varphi C_{11} \right) \frac{\partial u}{\partial s} + \frac{\partial C_{66}}{\partial \theta} \frac{\partial v}{\partial s} + \\ & + C_{12} \sin \varphi \frac{\partial w}{\partial s} + \frac{1}{r} \frac{\partial C_{66}}{\partial \theta} \frac{\partial u}{\partial \theta} - \\ & - \left(\frac{\cos \varphi C_{22}}{r} - \frac{\partial C_{22}}{\partial s} + \frac{\cos \varphi C_{66}}{r} \right) \frac{\partial v}{\partial \theta} + \\ & + \left(\cos \varphi \frac{\partial C_{12}}{\partial s} - \frac{\cos^2 \varphi C_{22}}{r} \right) u - \cos \varphi \times \\ & \times r \frac{\partial C_{66}}{\partial \theta} v + \sin \varphi \left(\frac{\partial C_{12}}{\partial s} - \frac{\cos \varphi C_{22}}{r} \right) w + r q_s = 0; \\ & \left(C_{12} - \frac{\sin^2 \varphi D_{66}}{r^2} + C_{66} \right) \frac{\partial^2 u}{\partial s \partial \theta} + r C_{66} \frac{\partial^2 v}{\partial s^2} + \\ & + \frac{C_{22}}{r} \frac{\partial^2 v}{\partial \theta^2} + \frac{\sin \varphi D_{66}}{r} \frac{\partial^2 \psi_s}{\partial s \partial \theta} + \\ & + \sin \varphi D_{66} \frac{\partial^2 \psi_\theta}{\partial s^2} + \frac{\partial C_{22}}{\partial \theta} \frac{\partial u}{\partial s} + \\ & + \left(r \frac{\partial C_{66}}{\partial s} + \frac{\sin^2 \varphi \cos \varphi D_{66}}{r^2} + \cos \varphi C_{66} \right) \frac{\partial v}{\partial s} + \\ & + \left(\sin \varphi \frac{\partial D_{66}}{\partial s} - \frac{\sin 2\varphi D_{66}}{2r} \right) \frac{\partial \psi_\theta}{\partial s} + \\ & + \left(\frac{\cos \varphi (C_{22} + C_{66})}{r} - \frac{\sin^2 \varphi}{r^2} \frac{\partial D_{66}}{\partial s} + \right. \\ & \left. + \frac{\sin 2\varphi \sin \varphi D_{66}}{r^3} + \frac{\partial C_{66}}{\partial s} \right) \frac{\partial u}{\partial \theta} + \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & + \frac{1}{r} \frac{\partial C_{22}}{\partial \theta} \frac{\partial v}{\partial \theta} + \frac{\sin \varphi}{r} (C_{22} + K_2) \frac{\partial w}{\partial \theta} + \\ & + \frac{\sin \varphi}{r} \left(\frac{\partial D_{66}}{\partial s} - \frac{\cos \varphi D_{66}}{r} \right) \frac{\partial \psi_s}{\partial \theta} + \\ & + \frac{\cos \varphi}{r} \frac{\partial C_{22}}{\partial \theta} u - \\ & - \left(\cos \varphi \frac{\partial C_{66}}{\partial s} + \frac{\sin^2 \varphi K_2}{r} - \frac{\sin 2\varphi \sin \varphi}{2r^2} \frac{\partial D_{66}}{\partial s} + \right. \\ & \left. + \frac{\cos^2 \varphi C_{66}}{r} + \frac{\sin^2 2\varphi D_{66}}{2r^3} \right) v + \\ & + \frac{\sin \varphi}{r} \frac{\partial C_{22}}{\partial \theta} w + \left(\sin \varphi K_2 - \frac{\sin 2\varphi}{2r} + \frac{\sin 2\varphi \cos \varphi D_{66}}{2r^2} \right) \times \\ & \times \psi_\theta + r q_\theta = 0; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & rK_1 \frac{\partial^2 w}{\partial s^2} + \frac{K_2}{r} \frac{\partial^2 w}{\partial \theta^2} - \sin \varphi C_{12} \frac{\partial u}{\partial s} + \\ & + \left(r \frac{\partial K_1}{\partial s} + \cos \varphi K_1 \right) \frac{\partial w}{\partial s} + rK_1 \frac{\partial \psi_s}{\partial s} - \\ & - \frac{\sin \varphi}{r} (C_{22} + K_2) \frac{\partial v}{\partial \theta} + \frac{1}{r} \frac{\partial K_2}{\partial \theta} \frac{\partial w}{\partial \theta} + \\ & + K_2 \frac{\partial \psi_\theta}{\partial \theta} - \frac{\sin 2\varphi C_{22}}{2r} u - \frac{\sin \varphi}{r} \frac{\partial K_2}{\partial \theta} v - \\ & - \frac{\sin^2 \varphi C_{22}}{r} w + \left(\cos \varphi K_1 + r \frac{\partial K_1}{\partial s} \right) \psi_s + \\ & + \frac{\partial K_2}{\partial \theta} \psi_\theta + r q_\gamma = 0; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & - \frac{\sin \varphi D_{66}}{r^2} \frac{\partial^2 u}{\partial \theta^2} - \frac{\sin \varphi D_{12}}{r} \frac{\partial^2 v}{\partial s \partial \theta} + \\ & rD_{11} \frac{\partial^2 \psi_s}{\partial s^2} + \frac{D_{66}}{r} \frac{\partial^2 \psi_s}{\partial \theta^2} + (D_{66} + D_{12}) \frac{\partial^2 \psi_\theta}{\partial s \partial \theta} - \\ & - \frac{\sin 2\varphi D_{12}}{2r} \frac{\partial u}{\partial s} + \left(\frac{\cos^2 \varphi D_{12}}{r} - rK_1 - \frac{D_{12}}{r} \right) \frac{\partial w}{\partial s} + \\ & + \left(\cos \varphi D_{11} + r \frac{\partial D_{11}}{\partial s} \right) \frac{\partial \psi_s}{\partial s} + \\ & + \frac{\partial D_{66}}{\partial \theta} \frac{\partial \psi_\theta}{\partial s} - \frac{\sin \varphi}{r} \frac{\partial D_{66}}{\partial \theta} \frac{\partial u}{\partial \theta} + \\ & + \left(\frac{\sin 2\varphi (D_{12} + D_{22} + D_{66})}{2r^2} - \frac{\sin \varphi}{r} \frac{\partial D_{12}}{\partial s} \right) \frac{\partial v}{\partial \theta} + \\ & + \frac{1}{r} \frac{\partial D_{66}}{\partial \theta} \frac{\partial \psi_s}{\partial \theta} + \left(\frac{\partial D_{12}}{\partial s} - \frac{\cos \varphi (D_{22} + D_{66})}{r} \right) \frac{\partial \psi_\theta}{\partial \theta} + \\ & + \left(\frac{\sin 2\varphi \cos \varphi (D_{12} + D_{22})}{2r^2} - \frac{\sin 2\varphi}{2r} \frac{\partial D_{12}}{\partial s} \right) + \\ & + \left(\frac{\sin 2\varphi \sin \varphi D_{12}}{2r^2} - \frac{\sin^2 \varphi}{r} \frac{\partial D_{12}}{\partial s} + \frac{\sin 2\varphi \sin \varphi D_{22}}{r^2} \right) w + \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 & + \left(\cos \varphi \frac{\partial D_{12}}{\partial s} - r K_1 - \frac{\cos^2 \varphi D_{22}}{r} \right) \psi_s - \\
 & - \frac{\cos \varphi}{r} \frac{\partial D_{66}}{\partial \theta} \psi_\theta = 0; \\
 & - \frac{\sin \varphi D_{66}}{r} \frac{\partial^2 u}{\partial s \partial \theta} - \frac{\sin \varphi D_{22}}{r^2} \frac{\partial^2 v}{\partial \theta^2} + \\
 & + (D_{66} + D_{12}) \frac{\partial^2 \psi_s}{\partial s \partial \theta} + r D_{66} \frac{\partial^2 \psi_\theta}{\partial s^2} + \\
 & + \frac{D_{22}}{r} \frac{\partial^2 \psi_\theta}{\partial \theta^2} + \frac{\sin 2\varphi D_{66}}{2r} \frac{\partial v}{\partial s} + \\
 & + \frac{\partial D_{12}}{\partial \theta} \frac{\partial \psi_s}{\partial s} + \left(r \frac{\partial D_{66}}{\partial s} + \cos \varphi D_{66} \right) \frac{\partial \psi_\theta}{\partial s} - \\
 & - \left(\frac{\sin 2\varphi D_{22}}{2r^2} + \frac{\sin \varphi}{r} \frac{\partial D_{66}}{\partial s} \right) \frac{\partial u}{\partial \theta} - \\
 & - \frac{\sin \varphi}{r^2} \frac{\partial D_{22}}{\partial \theta} \frac{\partial v}{\partial \theta} - \left(\frac{\sin^2 \varphi D_{22}}{r^2} - K_2 \right) \frac{\partial w}{\partial \theta} + \\
 & + \left(\frac{\cos \varphi (D_{66} + D_{22})}{r} + \frac{\partial D_{66}}{\partial s} \right) \times \\
 & \times \frac{\partial \psi_s}{\partial \theta} + \frac{1}{r} \frac{\partial D_{22}}{\partial \theta} \frac{\partial \psi_\theta}{\partial \theta} - \frac{\sin 2\varphi}{2r^2} \frac{\partial D_{22}}{\partial \theta} u + \\
 & + \left(\sin \varphi K_2 + \frac{\sin 2\varphi}{2r} \frac{\partial D_{66}}{\partial s} \right) v - \frac{\sin^2 \varphi}{r^2} \frac{\partial D_{22}}{\partial \theta} w + \\
 & + \frac{\cos \varphi}{r} \frac{\partial D_{22}}{\partial \theta} \psi_s - \\
 & - \left(r K_2 - \cos \varphi \frac{\partial D_{66}}{\partial s} - \frac{\cos^2 \varphi D_{66}}{r} \right) \psi_\theta = 0, \quad (1)
 \end{aligned}$$

де u, v, w – переміщення точок координатної поверхні в напрямках s, θ, γ ; ψ_s, ψ_θ – повні кути повороту прямолінійного елемента; q_s, q_θ, q_γ – компоненти поверхневого навантаження, $k(t)$ – кривина поперечного перерізу оболонки, φ – кут між нормаллю до оболонки та віссю обертання;

$$C_{11} = \frac{E_s h}{1 - \nu_s \nu_\theta}, C_{12} = \nu_\theta C_{11}, C_{22} = \frac{E_\theta h}{1 - \nu_s \nu_\theta}, C_{66} = G_{s\theta} h;$$

$$D_{11} = \frac{E_s h^3}{12(1 - \nu_s \nu_\theta)}, D_{12} = \nu_\theta D_{11}, D_{22} = \frac{E_\theta h^3}{12(1 - \nu_s \nu_\theta)},$$

$$D_{66} = \frac{G_{s\theta} h^3}{12}; K_1 = \frac{5}{6} h G_{s\gamma}, K_2 = \frac{5}{6} h G_{\theta\gamma}.$$

У формулах (2) $E_s, E_\theta, \nu_s, \nu_\theta$ – модулі пружності і коефіцієнти Пуассона в напрямках s і θ , $G_{s\theta}, G_{s\gamma}, G_{\theta\gamma}$ – модулі зсуву, $h = h(s, \theta)$ – товщина оболонки.

Система диференціальних рівнянь (1) в об'єднанні з граничними умовами утворює двовиміру крайову задачу.

З метою перетворення отриманої задачі у систему звичайних диференціальних рівнянь представимо розв'язувальні функції у вигляді лінійної комбінації сплайн-функцій. При цьому використовуватимемо В-сплайни третього ступеня. Покладемо, що торці оболонки жорстко закріплені. Тоді шукане рішення представимо у вигляді

$$\begin{aligned}
 u(s, \theta) &= \sum_{i=0}^N u_i(\theta) \varphi_{1i}(s), \quad v(s, \theta) = \sum_{i=0}^N v_i(\theta) \varphi_{2i}(s), \\
 w(s, \theta) &= \sum_{i=0}^N w_i(\theta) \varphi_{3i}(s), \quad \psi_s(s, \theta) = \sum_{i=0}^N \psi_{si}(\theta) \varphi_{4i}(s), \\
 \psi_\theta(s, \theta) &= \sum_{i=0}^N \psi_{\theta i}(\theta) \varphi_{5i}(s), \quad (3)
 \end{aligned}$$

де $u_i(\theta), v_i(\theta), w_i(\theta), \psi_{si}(\theta), \psi_{\theta i}(\theta)$ – шукані функції змінної (θ) , $\varphi_{ji}(s)$ ($j=1,5$) – задані комбінації В-сплайнів третього ступеня на рівномірній сітці Δ : $\Delta: 0 = s_0 < s_1 < \dots < s_N = L$. Щоб задовольнити граничним умовам $u = v = w = \psi_s = \psi_\theta = 0$ представимо сплайн-функції у вигляді

$$\begin{aligned}
 \varphi_{j0}(s) &= -4B_3^{-1}(s) + B_3^0(s), \\
 \varphi_{j1}(s) &= B_3^{-1}(s) - \frac{1}{2} B_3^0(s) + B_3^1(s), \\
 \varphi_{ji}(s) &= B_3^i(s) \quad (i = 2, 3, \dots, N-2), \\
 \varphi_{j,N-1}(s) &= B_3^{N+1}(s) - \frac{1}{2} B_3^N(s) + B_3^{N-1}(s), \\
 \varphi_{jN}(s) &= -4B_3^{N+1}(s) + B_3^N(s). \quad (4)
 \end{aligned}$$

Перетворюємо систему рівнянь (1) з урахуванням рівностей (3) та (4) і задовольняємо її у точках колокації. Отриману при цьому систему звичайних диференціальних рівнянь приводимо до нормальної форми

$$\frac{d\bar{R}}{d\theta} = A\bar{R} + \bar{f}, \quad (5)$$

де

$$\begin{aligned}
 \bar{R} &= \{u_0, \dots, u_N, u'_0, \dots, u'_N, v_0, \dots, \\
 & v_N, v'_0, \dots, v'_N, w_0, \dots, w_N, w'_0, \dots, w'_N; \\
 & \psi_{s0}, \dots, \psi_{sN}, \psi'_{s0}, \dots, \psi'_{sN}, \psi_{\theta 0}, \dots, \\
 & \psi_{\theta N}, \psi'_{\theta 0}, \dots, \psi'_{\theta N}\}^T; \\
 \bar{R} &\text{ – вектор-функція від } \theta; \quad \bar{f} \text{ – вектор правих ча-}
 \end{aligned}$$

стин; A – квадратна матриця, елементи якої залежать від параметра.

Будемо розглядати замкнені оболонки, у цьому випадку граничними умовами виступають умови симетрії.

Отриману одновимірну краєву задачу вирішуємо стійким чисельним методом дискретної ортогоналізації [1, 3].

Підставляючи отриманий розв’язок у співвідношення (3), отримаємо значення переміщень та повних кутів повороту нормалі, за ними можна з’ясувати всі фактори напружено-деформованого стану.

2 Аналіз напружено-деформованого стану нетонких конічних оболонок у залежності від параметрів зміни товщини та навантаження

Розглянемо напружено-деформований стан конічних оболонок, що знаходяться під впливом змінного нормального навантаження, що змінюється згідно з законом $h = 1,5(1 + \alpha|\cos\theta|)$.

Матеріал оболонки має модулі поперечного зсуву $G_{s\gamma} = G_{\theta\gamma} = 0,2E$, $G_{s\theta} = 0,4E$; $E_s = 5E$, $E_\theta = 1,25E$ – модулі пружності; коефіцієнти Пуассона $\nu_s = 0,45$, $\nu_\theta = 0,18$.

Оболонка жорстко закріплена по всьому краю контура $0 \leq s \leq L$, $-\pi/2 \leq \theta \leq \pi/2$, $L = 30$. Кут розкриття конуса $\psi = \pi/2 - \varphi = \pi/6$.

Початковий радіус усіченого конуса $r_0 = 20 - \frac{L}{2} \sin \psi$.

Товщина змінюється згідно з законом $h = 1,5(1 + \alpha|\cos\theta|)$, при цьому зі зміною параметра α об’єм оболонки залишається незмінним.

Потрібно визначити таке значення, при якому розподіл прогину по коловій координаті в перетині $s = L/2$ буде найбільш рівномірним.

Через симетрію будемо розглядати $\frac{1}{4}$ частину оболонки: $\theta \in [0, \pi/2]$.

На рис. 1 наведено графіки розподілу прогинів по напрямній координаті для різних значень параметра α у законі зміни товщини. З рисунку видно, що бажаний результат спостерігається при значенні $\alpha = 0,175$.

Висновки

Розроблено ефективний підхід до розв’язання двовимірних задач статки нетонких ортотропних конічних оболонок змінної товщини. Отримано розв’язки задач такого класу та виявлено закономірності. З наведених результатів видно, що варіюючи одночасно параметрами змінності товщини і навантаження при збереженні ваги оболонки можна побудувати раціональніший напружено-деформований стан оболонкових конструкцій.

Отримані результати мають теоретичний інтерес та важливе практичне значення для оцінки міцності і деформативності елементів конструкцій, що мають форму конічних оболонок змінної товщини.

Список літератури

1. Григоренко Я. М. Статика анизотропных оболочек с конечной сдвиговой жесткостью / Я. М. Григоренко, А. Т. Василенко, Г. П. Голуб. – К. : Наукова думка, 1987. – 216 с.

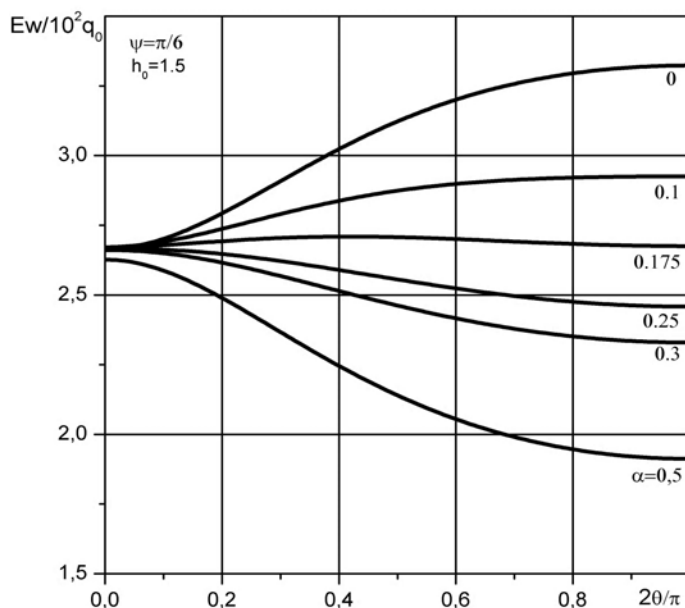


Рис. 1. Розподіл прогинів по напрямній координаті у перерізі $s = L/2$

2. Григоренко Я. М. Основы теории пластин та оболонок / Я. М. Григоренко, Л. В. Мольченко – К. : Либідь, 1993. – 232 с.
3. Григоренко Я. М. Численно-аналитическое решение задач механики оболочек на основе различных моделей / Я. М. Григоренко, Г. Г. Влайков, А. Я. Григоренко. – К. : Академперіодика, 2006. – 472 с.
4. Григоренко Я. М. Решение на основе сплайн-аппроксимации двумерных задач статики ортотропных конических оболочек в уточненной постановке / Я. М. Григоренко, О. А. Авраменко, С. Н. Яремченко // Прикладная механика. – 2007. – Т. 43. – № 11. – С. 43–54.

Одержано 15.12.2010

Авраменко О.А. Анализ напряженно-деформированного состояния нетонких ортотропных конических оболочек переменной толщины под действием неравномерной нагрузки

На основе предложенного подхода проведен анализ напряженно-деформированного состояния нетонких ортотропных конических оболочек под действием неравномерно распределенной нагрузки. В качестве примера приведены результаты распределения прогибов для конических оболочек в зависимости от параметров изменения толщины для некоторых нагрузок. Выявлены эффекты и получены закономерности. Ключевые слова: неравномерная нагрузка, нетонкие ортотропные конические оболочки, уточненная теория, переменная толщина, сплайн, метод дискретной ортогонализации, напряженно-деформированное состояние.

Avramenko O. Stress-strain state analysis of non-thin orthotropic varying thickness conical shells under action of uneven loads

Basing on the developed approach the analysis of non-thin orthotropic conical shells of variable thickness under stress-strain state action of uneven loads is carried out. As an example, the results of the distribution for conical shells of deflections in depending on thickness change parameters are shown for some loads.

Key words: uneven loads, non-thin orthotropic conical shells, Refined theory, varying thickness, spline, discrete orthogonalization method, stress-strain state.

УДК 004.021:539.3

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, Д. Н. Колесник, Т. А. Миняйло

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫЙ МЕТОД ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ ДЛЯ РАСЧЕТА СТЕРЖНЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Ранее рассмотренный метод расчета стержневых конструкций улучшен с целью повышения быстродействия алгоритма, уменьшения числа итераций и времени выполнения. Разработана и применена новая методика для нахождения промежуточного положения подвижных вершин.

Ключевые слова: стержневые конструкции, нелинейные системы, метод последовательных перемещений, использование ЭВМ, быстродействие, алгоритмы.

Введение

В работах [1, 2] представлен метод последовательных перемещений для расчета стержневых систем. Этот метод позволяет решать как линейные, так и нелинейные задачи расчета таких систем.

Данная работа является продолжением работ [1, 2] с целью улучшения предложенного в них метода. Усовершенствованный метод позволяет существенно уменьшить количество итераций и сократить время расчета конструкции, а также улучшить надежность алгоритма вычислений.

Случай одноярусных конструкций, состоящих из произвольного количества стержней

Рассмотрим одноярусную стержневую систему, состоящую из n стержней, изображенную на рис. 1.

Начальные координаты узлов будут:

$$x_{B0}, y_{B0}, x_{Ai} = \text{const}, y_{Ai} = \text{const}, \quad (i = 1, \dots, n). \quad (1)$$

Пусть система находится в произвольном положении, отвечающем некоторому смещению узла B вдоль осей координат:

$$u_{B0}, v_{B0}. \quad (2)$$

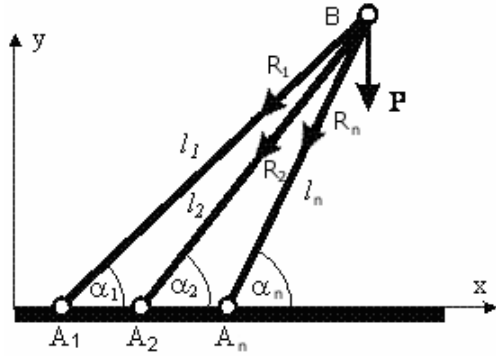


Рис. 1. Система из n стержней

Начальные длины стержней равны:

$$L_{i0} = \sqrt{(x_{B0} - x_{Ai})^2 + (y_{B0} - y_{Ai})^2} \quad (i = 1, \dots, n). \quad (3)$$

Координаты узла B в произвольном положении:

$$x_B = x_{B0} + u_{B0}, \quad y_B = y_{B0} + v_{B0}. \quad (4)$$

Длины стержней при произвольном положении узла B равны:

$$L_i = \sqrt{(x_B - x_{Ai})^2 + (y_B - y_{Ai})^2} \quad (i = 1, \dots, n). \quad (5)$$

Обозначим углы между стержнем номер i и осью координат через α_i ($i = 1, \dots, n$)

Тогда косинусы и синусы этих углов будут равны соответственно:

$$\cos \alpha_i = \frac{x_B - x_{Ai}}{L_i}, \quad \sin \alpha_i = \frac{y_B - y_{Ai}}{L_i} \quad (i = 1, \dots, n). \quad (6)$$

Абсолютные деформации стержней равны:

$$\Delta L_i = L_i - L_{i0}, \quad (i = 1, \dots, n). \quad (7)$$

Для реакций стержней имеем:

$$R_i = D_i \Delta L_i, \quad D_i = \frac{E_i F_i}{L_{i0}} \quad (i = 1, \dots, n). \quad (8)$$

Здесь E_i – модуль упругости материала стержня номер i ; F_i – площадь поперечного сечения стержня номер i . Эти реакции направлены вдоль стержней от узла (рис. 1).

Пусть теперь из положения со смещением (2) узел B получит дополнительное смещение:

$$u_B, \quad v_B. \quad (9)$$

Составим уравнения равновесия узла B с учетом этого дополнительного смещения в линейной постановке. Дополнительные деформации стержней, вызванные смещениями (9), будут:

$$dL_i = u_B \cos \alpha_i + v_B \sin \alpha_i \quad (i = 1, \dots, n). \quad (10)$$

Вызванные этими смещениями реакции равны:

$$r_i = D_i dL_i \quad (i = 1, \dots, n). \quad (11)$$

Складывая реакции (8) и (11) получаем уравнения равновесия:

$$\sum X = P_x - \sum_{i=1}^n (R_i + r_i) \cos \alpha_i = 0,$$

$$\sum Y = P_y - \sum_{i=1}^n (R_i + r_i) \sin \alpha_i = 0. \quad (12)$$

Подставляя в (12) выражения (11) с учетом (10) получаем:

$$a_{11} u_B + a_{12} v_B = \sum x = P_x - \sum_{i=1}^n R_i \cos \alpha_i,$$

$$a_{21} u_B + a_{22} v_B = \sum y = P_y - \sum_{i=1}^n R_i \sin \alpha_i,$$

$$a_{11} = \sum_{i=1}^n D_i \cos^2 \alpha_i, \quad a_{12} = a_{21} = \sum_{i=1}^n D_i \cos \alpha_i \sin \alpha_i,$$

$$a_{22} = \sum_{i=1}^n D_i \sin^2 \alpha_i. \quad (13)$$

Решая систему уравнений (13) находим новое перемещение узла B :

$$u_{B0} \rightarrow u_{B0} + u_B, \quad v_{B0} \rightarrow v_{B0} + v_B. \quad (14)$$

После этого выкладки повторяются, начиная с (4). Условием окончания циклического процесса можно взять:

$$\sqrt{(\sum x)^2 + (\sum y)^2} < \sqrt{P_x^2 + P_y^2} \varepsilon, \quad (15)$$

где ε – заданная относительная погрешность.

Однако описанный алгоритм действителен не всегда. Возможны случаи, когда определитель систем уравнений равен или близок к нулю, что характерно, например, для потери устойчивости системы. В таких случаях рекомендуется заменить поиск смещений u_B , v_B формулами, которые применялись в методе последовательных перемещений:

$$u_B = \gamma \sum x, \quad v_B = \gamma \sum y, \quad (16)$$

где γ – коэффициент пропорциональности, который равен меньшей из величин, обратных жесткостям:

$$\gamma \approx \min \left(\frac{1}{D_i} \right) \quad (i = 1, \dots, n). \quad (17)$$

Однако и при неравном нулю определителе может оказаться, что перемещения u_B , v_B слишком велики, что противоречит условиям составления линейной

системы уравнений (13), т.е. предположениям о малости данных перемещений. Для того, чтобы не допустить этого, зададим какие-то максимальные значения перемещений:

$$u_{\max}, v_{\max}. \quad (18)$$

Если выясняется, что $u_B > u_{\max}$, то выполняем замены:

$$k = \frac{u_{\max}}{u_B}, \quad u_B \rightarrow ku_B, \quad v_B \rightarrow kv_B. \quad (19)$$

При этом вектор перемещения узла B сохраняет свое направление, но перемещение u_B уже не превосходит заданного максимального значения (равно ему). После этого для вновь полученных значений перемещений выполняем аналогичную проверку для второго перемещения. При $v_B > v_{\max}$ выполняем замены:

$$k = \frac{v_{\max}}{v_B}, \quad u_B \rightarrow ku_B, \quad v_B \rightarrow kv_B. \quad (20)$$

Таким образом, теперь обеспечиваются достаточно малые значения линейных перемещений узла с сохранением его направления.

На рис. 2 и 3 приведены графические результаты решения задач о вертикальном нагружении системы из трех стержней вплоть до потери ее устойчивости прежним и новым методами.

Промежуточное положение верхнего узла на каждой итерации алгоритма обозначается точкой на рисунке. Для старого алгоритма количество этих точек настолько велико, что они образуют непрерывную кривую, которая соединяет старое и новое положение вершины. Для нового метода, достижение результатов

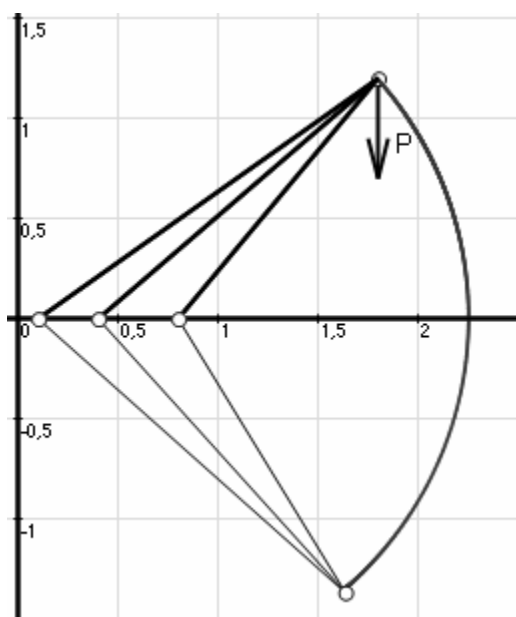


Рис. 2. Расчет методом последовательных перемещений

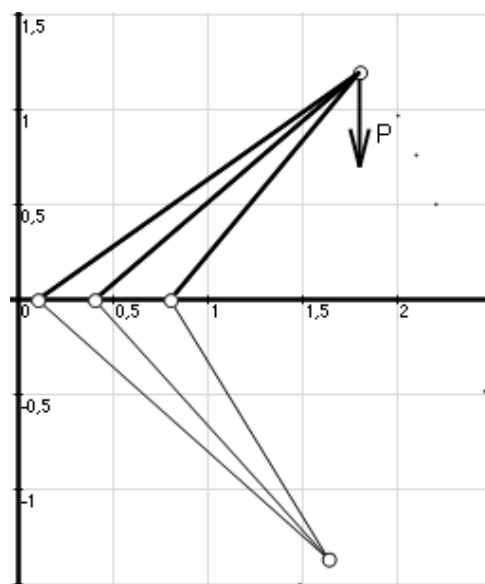


Рис. 3. Расчет усовершенствованным методом последовательных перемещений

потребовало гораздо меньшего числа итераций, что иллюстрируется значительно меньшим числом промежуточных положений. Так новому методу потребовалось в сорок шесть раз меньше итераций и в четыре раза меньше времени. Кроме того, многочисленные тестовые просчеты показали, что новый метод обладает значительно большей надежностью и способностью обеспечивать большую точность вычислений.

Усовершенствованный метод последовательных перемещений для произвольных конструкций

Рассмотренный метод применяется и для конструкции произвольной степени сложности, имеющей много подвижных узлов. В таком случае метод решения аналогичен используемому для конструкции с одним подвижным узлом. На одном шаге вычислений предполагается, что конструкция имеет лишь один подвижный узел, все остальные закреплены. Решаем задачу приведенным выше способом для данного узла и переходим к следующему. Итерационный процесс продолжаем до тех пор, пока не выполнится условие (17) для всех узлов одновременно.

И в этом случае усовершенствованный подход позволяет сократить количество итераций и затрачиваемое время для выполнения расчетов.

На рис. 4, 5 приведены графические результаты расчетов двухъярусной конструкции под действием вертикальной нагрузки.

В данном случае число итераций нового метода меньше в тридцать семь раз, а время выполнения меньше в десять. Здесь в качестве примера рассмотрен только случай потери устойчивости верхним ярусом системы. Однако возможно изучить и дальнейшую потерю устойчивости нижнего яруса при увеличении нагрузки.

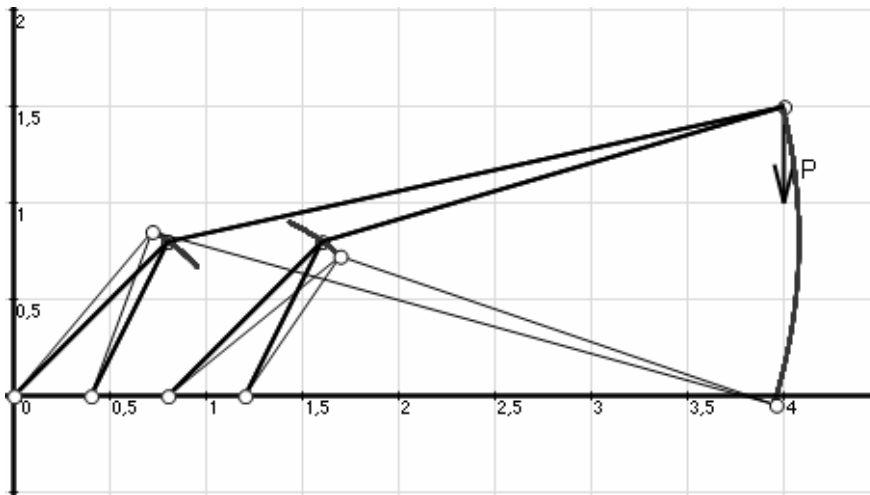


Рис. 4. Расчет методом последовательных перемещений

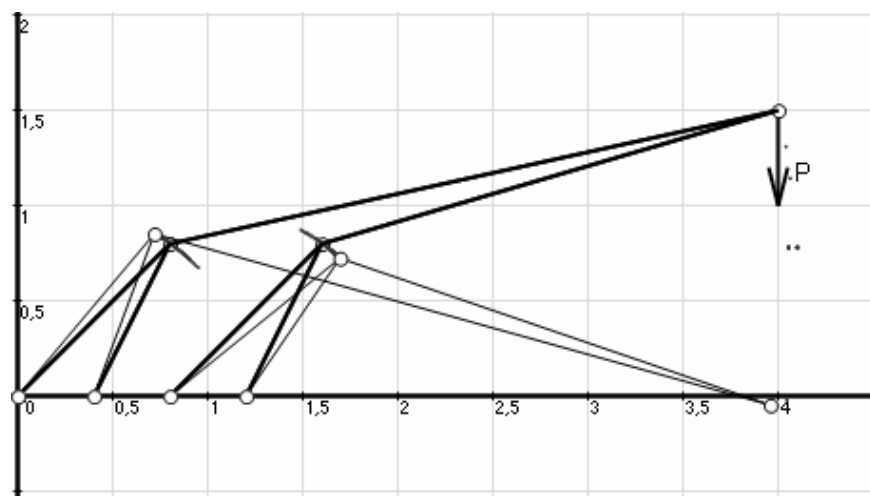


Рис. 5. Расчет усовершенствованным методом последовательных перемещений

Выводы

Представленный в [1] метод расчета стержневых конструкций усовершенствован путем применения нового подхода к решению поставленной задачи, что позволило сократить число итераций и времени выполнения расчета, а также увеличить надежность метода и его точность. Полученные результаты позволяют применять метод последовательных перемещений для решения сложных конструкций (ферм, арок).

Список литературы

1. Шамровський О. Д. Расчет стержневых конструкций методом последовательных перемещений с учетом геометрической нелинейности / О. Д. Шамровський, Д. М. Колесник, Ю. О. Лимаренко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2009. – № 1. – С. 78–85.
2. Шамровський О. Д. Метод последовательных приближений для расчета стержневых систем / О. Д. Шамровський, А. І. Безверхий, В. В. Кривуляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 110–118.

Одержано 01.04.2010

Шамровський О.Д., Колесник Д.Н., Міняйло Т.О. Вдосконалений метод послідовних переміщень для розрахунку стержневих конструкцій

Раніше розглянутий метод розрахунку стержневих конструкцій вдосконалено з метою підвищення швидкості алгоритму, зменшенню кількості ітерацій та часу виконання. Розроблена та застосована нова методика для розрахунку проміжного положення рухомих вершин.

Ключові слова: стержневі конструкції, нелінійні системи, метод послідовних переміщень, використання ЕОМ, швидкодія, алгоритми.

Shamrovskiy A., Kolesnik D., Minyaylo T. The improved method of successive approximations for beam structures calculation

Previously considered method of beam structures calculation has been improved in order to increase algorithm speed, reduce number of iterations and execution time. A new method of finding mobile nodes' intermediate positions has been developed and used.

Key words: beam structures, nonlinear system, the method of successive approximations, computer using, performance, algorithms.

УДК 539.3

Д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв, Д. В. Грищак

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

НАБЛИЖЕНИЙ АНАЛІТИЧНИЙ РОЗВ'ЯЗОК ЗАДАЧІ ПРО ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН ОРТОТРОПНОЇ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ ЗМІННОЇ ЗА ЧАСОМ МАСИ ПРИ КОМБІНОВАНОМУ ТЕРМОСИЛОВОМУ НАВАНТАЖЕННІ

У роботі запропоновано наближений аналітичний розв'язок задачі про деформування оболонкової конструкцій із змінними за часом параметрами при термосиловому динамічному зовнішньому навантаженні. Математична постановка задачі зводиться до необхідності інтегрування диференціального рівняння четвертого порядку у частинних похідних із змінними за часом коефіцієнтами.

Ключові слова: наближений аналітичний метод, асимптотичний підхід, ортотропна циліндрична оболонка, термосилове та динамічне навантаження, метод фазних інтегралів, диференціальні рівняння із змінними коефіцієнтами, чисельний аналіз.

З останніх досліджень оболонкових конструкцій при складному термосиловому навантаженні слід відмітити роботи [1, 2], в яких наводяться основні рівняння даної проблеми і розглянуто випадки, коли параметри оболонки не залежать від часу, а чисельна реалізація проводиться за умови максимальної величини $q_{\max}$ у законі динамічного зовнішнього тиску. Таким чином, автори робіт відходять від необхідності вирішення проблеми інтегрування диференціального рівняння другого порядку із коефіцієнтами, залежними від часу, тобто від урахування залежності розв'язку задачі від закону зміни маси за часом та зовнішнього навантаження $q = q(t)$, що є принциповим для даного дослідження.

1 Постановка задачі. Основні залежності

У даній роботі розглядається деформування циліндричної оболонки із композиційного матеріалу зі змінними за часом маси та зовнішнього тиску при комбінованому термосиловому динамічному навантаженні (рис. 1).

Математична постановка задачі зводиться до необхідності інтегрування диференціального рівняння четвертого порядку у частинних похідних за координатами та неоднорідного диференційного рівняння другого порядку за змінними за часом коефіцієнтами.

На базі принципу Даламбера з урахуванням інерц-

ійних сил у напрямку нормальних переміщень серединної поверхні оболонки (напрямок Z) маємо

$$F_{\gamma}^n = \frac{\gamma(t)}{g} h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} dx dy, \quad (1)$$

де $\gamma(t)$ – питома вага матеріалу оболонки,
 g – прискорення сили ваги;

(при цьому обертання елементу $h dx dy$ відносно напрямків X , Y не враховується) можна записати основні залежності теорії пружних ортотропних оболонок.

Рівняння у проекції на нормаль до серединної поверхні оболонки записується у вигляді:

$$\frac{\partial Q_x}{\partial x} + \frac{\partial Q_y}{\partial y} + k_x N_x + k_y N_y + \frac{\partial}{\partial x} \left(N_x \frac{\partial w}{\partial x} + N_{xy} \frac{\partial w}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(N_{xy} \frac{\partial w}{\partial x} + N_y \frac{\partial w}{\partial y} \right) + q(t) R \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} - \frac{\gamma(t)}{g} h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0. (2)$$

Враховуючи відсутність у рівняннях моментів членів, пов'язаних із інерцією обертання та інтегруючи члени вищого порядку малості будемо мати залежності:

$$\frac{\partial M}{\partial x} + \frac{\partial M_{xy}}{\partial y} - Q_y = 0, \quad \frac{\partial M_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial M_y}{\partial y} - Q_x = 0. (3)$$

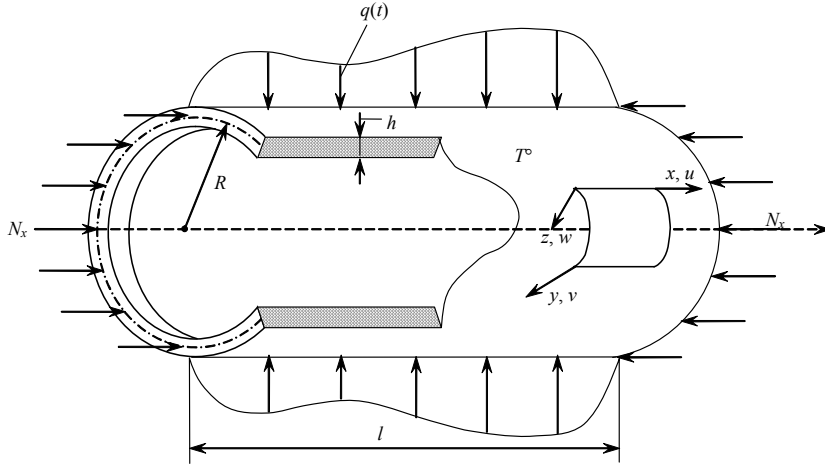


Рис. 1. Геометричні параметри та схема зовнішнього навантаження оболонки із композиційного матеріалу

Враховуючи залежності [3]:

$$\left. \begin{aligned} N_x &= B_{11}\varepsilon_x + B_{12}\varepsilon_y + C_{11}\delta_x + C_{12}\delta_y; \\ N_y &= B_{12}\varepsilon_x + B_{22}\varepsilon_y + C_{21}\delta_x + C_{22}\delta_y; \\ N_{xy} &= B_{33}\gamma_{xy} + C_{33}\chi_{xy}; \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

$$\left. \begin{aligned} M_x &= C_{11}\varepsilon_x + C_{12}\varepsilon_y + D_{11}\delta_x + D_{12}\delta_y; \\ M_y &= C_{12}\varepsilon_x + C_{22}\varepsilon_y + D_{21}\delta_x + D_{22}\delta_y; \\ M_{xy} &= C_{33}\gamma_{xy} + D_{33}\chi_{xy}; \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{\partial u}{\partial x}; \quad \varepsilon_y = \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{w}{R}; \quad \gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}; \\ \delta_x &= \frac{\partial Q_x}{\partial x}; \quad \delta_y = \frac{\partial Q_y}{\partial y}; \quad \chi_{xy} = \frac{\partial Q_x}{\partial y} + \frac{\partial Q_y}{\partial x}; \\ Q_x &= \frac{\partial M_x}{\partial x} + \frac{\partial M_{xy}}{\partial y}; \quad Q_y = \frac{\partial M_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial M_y}{\partial y}; \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

та виключаючи Q_x і Q_y рівняння (2) за допомогою (4–6), здобуваємо без урахування пружних хвиль і відсутності компонентів інтенсивності зовнішнього навантаження P_x і P_y , залишаючи лише $q(t)$, рівняння у вигляді:

$$\begin{aligned} &\frac{\partial^2 M_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 M_y}{\partial y^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}}{\partial x \partial y} + k_x N_x + \\ &+ k_y N_y + \frac{\partial}{\partial x} \left(N_x \frac{\partial w}{\partial x} + N_{xy} \frac{\partial w}{\partial y} \right) + \\ &+ \frac{\partial}{\partial y} \left(N_{xy} \frac{\partial w}{\partial x} + N_y \frac{\partial w}{\partial y} \right) + q(t) R \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} - \\ &- \frac{\gamma(t)}{g} h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0. \end{aligned} \quad (7)$$

Для циліндричної оболонки кривизни $k_x = 0$,

$k_y = \frac{1}{R}$, де R – радіус серединної поверхні оболонки.

Враховуючи в (7) залежності між моментами M_x , M_y , M_{xy} та нормальними переміщеннями точок серединної поверхні [1–2] основне диференціальне рівняння задачі має вигляд:

$$\begin{aligned} D_x \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + 2(2D + D_{xy}) \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial y^2} + D_y \frac{\partial^4 w}{\partial y^4} + \frac{z_1 w}{R^2} + \frac{z_2}{R} + \\ + N_x \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + q(t) R \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + \frac{\gamma(t)}{g} h \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0, \end{aligned} \quad (8)$$

де N_x – статичне осьове зусилля;

$q(t)$ – динамічне зовнішнє навантаження;

$$\begin{aligned} D_x &= D_{11} = \frac{B_{11} h^2}{12}; \quad D_y = D_{22} = \frac{B_{22} h^2}{12}; \\ D_{xy} &= D_{12} = \frac{B_{12} h^2}{12}; \quad D = \frac{B_{33} h^2}{12}, \end{aligned} \quad (9)$$

B_{ij} – мембранні жорсткості пакета шарів, які визначаються через мембранні жорсткості кожного i -го шару композита з урахуванням кутів армування матеріалу φ_i .

Величина параметру жорсткості z_1 визначається як [1]:

$$z_1 = \frac{-\frac{B_{22}}{B_{11}} h E_x - h E_x}{1 - 2 \frac{B_{12}^2}{B_{11} B_{22}} + \frac{B_{12}^4}{B_{11}^2 B_{22}^2} - \frac{1}{B_{11}} h E_x + \frac{B_{12}^2}{B_{11} B_{22} h E_x}}. \quad (10)$$

Зовнішнє температурне навантаження T на оболонку задається параметром z_2 :

$$z_2 = \frac{-\frac{B_{12}}{B_{11}} h E_x T \sum_{i=1}^n \bar{h}_i \alpha_{xi} + h E_y T \sum_{i=1}^n \bar{h}_i \alpha_{yi}}{1 - 2 \frac{B_{12}^2}{B_{11} B_{22}} + \frac{B_{12}^4}{B_{11}^2 B_{22}^2} - \frac{1}{B_{11}} h E_x + \frac{B_{12}^2}{B_{11} B_{22}} h E_x}, \quad (11)$$

де

$$E_x = B_{11} - \frac{B_{12}^2}{B_{22}}; \quad E_y = B_{22} - \frac{B_{12}^2}{B_{11}}. \quad (12)$$

Введемо безрозмірні параметри

$$W = \frac{w}{h}; \quad \xi = \frac{x}{l}; \quad \eta = \frac{y}{R}, \quad \tau = \frac{t}{t^*}, \quad (13)$$

де

$$t^* = \left(\frac{\gamma_0 h}{g D_x} \right)^{1/2}, \quad \gamma(t) = \gamma_0 \Phi(\tau).$$

З урахуванням (13), (14) основне диференціальне рівняння задачі буде мати вигляд

$$\frac{\partial^4 W}{\partial \xi^4} + \tilde{D}_{\xi\eta} \frac{\partial^4 W}{\partial \xi^2 \partial \eta^2} + \tilde{D}_{\eta} \frac{\partial^4 W}{\partial \eta^4} + \tilde{z}_1 W + \tilde{z}_2 + \tilde{N}_{\xi} \frac{\partial^2 W}{\partial \xi^2} + \tilde{q}(\tau) \frac{\partial^2 W}{\partial \eta^2} + \Phi(\tau) \frac{\partial^2 W}{\partial \tau^2} = 0, \quad (15)$$

де

$$\tilde{D}_{\xi\eta} = 2 \frac{l^2}{D_{\xi}} (2D + D_{\xi\eta}); \quad \tilde{D}_{\eta} = \frac{l^4}{R^4} \frac{D_{\eta}}{D_{\xi}}; \quad \Phi(\tau) = l^4 \varphi(\tau);$$

$$\tilde{z}_1 = \frac{l^4}{R^2 D_{\xi}} z_1; \quad \tilde{z}_2 = \frac{l^4}{R h D_{\xi}} z_2; \quad \tilde{N}_{\xi} = \frac{N_{\xi}}{D_{\xi}} l^2. \quad (16)$$

2 Розв'язок основного диференціального рівняння

Вважаючи краї оболонки шарнірно опертими, функція прогину $W(\xi, \eta, \tau)$ апроксимується у формі:

$$W(\xi, \eta, \tau) = f(\tau) \sum_{m,n=1}^{\infty} \sin \lambda_m \xi \sin \lambda_n \eta, \quad (17)$$

де $\lambda_m = m\pi$;

$\lambda_n = n$;

m – кількість півхвиль вздовж оболонки;

n – кількість хвиль вздовж окружної координати.

Підставляючи (17) у рівняння (15) здобуємо:

$$\sum_{m,n=1}^{\infty} \left[\lambda_m^4 + \tilde{D}_{\xi\eta} \lambda_m^2 \lambda_n^2 + \tilde{D}_{\eta} \lambda_n^4 - \tilde{N}_{\xi} \lambda_m^2 - \tilde{q}(\tau) \lambda_n^2 + \tilde{z}_1 \right] f(\tau) + \Phi(\tau) f''(\tau) \sin \lambda_m \xi \sin \lambda_n \eta = -\tilde{z}_2. \quad (18)$$

Після розкладу правої частини (18) $\tilde{z}_2$ у ряд по $\sin \lambda_m \xi \sin \lambda_n \eta$ одержимо:

$$\sum_{m,n=1}^{\infty} \left[\lambda_m^4 + \tilde{D}_{\xi\eta} \lambda_m^2 \lambda_n^2 + \tilde{D}_{\eta} \lambda_n^4 - \tilde{N}_{\xi} \lambda_m^2 - \tilde{q}(\tau) \lambda_n^2 + \tilde{z}_1 \right] f(\tau) + \Phi(\tau) f''(\tau) = -\frac{16}{\pi^2 m n} \tilde{z}_2. \quad (19)$$

Рівняння (19) можна представити у формі

$$\Phi(\tau) f''(\tau) + \bar{x}(\tau) f(\tau) + A = 0, \quad (20)$$

де

$$\Phi(\tau) = l^4 \varphi(\tau), \quad A = \frac{16}{\pi^2 m n} \tilde{z}_2,$$

$$\bar{x}(\tau) = \lambda_m^4 + \tilde{D}_{\xi\eta} \lambda_m^2 \lambda_n^2 + \tilde{D}_{\eta} \lambda_n^4 - \tilde{N}_{\xi} \lambda_m^2 - \tilde{q}(\tau) \lambda_n^2 + \tilde{z}_1. \quad (21)$$

Тобто задача зводиться до інтегрування неоднорідного сингулярного диференціального рівняння зі змінними коефіцієнтами:

$$\varepsilon^2 f''(t) + X(t) f = -\frac{A}{\Phi(t) \lambda_m^4}, \quad (22)$$

де $\varepsilon^2 = \frac{1}{\lambda_m^4}$ – малий параметр;

$$X(t) = \frac{1}{\Phi(t)} \times$$

$$\times \left[1 + \tilde{D}_{\xi\eta} \frac{\lambda_n^2}{\lambda_m^2} + \tilde{D}_{\eta} \frac{\lambda_n^4}{\lambda_m^4} - \tilde{N}_{\xi} \frac{1}{\lambda_m^2} - \tilde{q}(\tau) \frac{\lambda_n^2}{\lambda_m^2} + \frac{\tilde{z}_1}{\lambda_m^4} \right]; \quad (23)$$

$$Q(\tau) = -\frac{A}{\Phi(\tau) \lambda_m^4}. \quad (24)$$

У загальному випадку рівняння (22) не допускає точного розв'язку. Тому для одержання наближеного аналітичного розв'язку сингулярного диференціального рівняння зі змінними коефіцієнтами (23) застосовується асимптотичний метод [5].

У відповідності до методу фазних інтегралів розв'язок однорідного рівняння (22) без правої частини представляється у вигляді

$$f_0(t) = \exp \int \psi(\tau) d\tau, \quad (25)$$

де

$$\psi(\tau) = \varepsilon^{-1} \psi_0 + \varepsilon^0 \psi_1 + \dots = \sum_{i=0}^n \varepsilon^{i-1} \psi_i(\tau),$$

і залишаючи перший член розкладу (25) будемо мати:

$$\varepsilon^0 : \psi_0^2 + X(\tau) = 0, \quad (27)$$

$$\psi_{0,1,2}(\tau) = \pm i X(\tau)^{1/2}. \quad (28)$$

Розв'язок однорідного рівняння (23) таким чином буде мати вигляд

$$f_0(\tau) = C_1 \sin K(\tau) + C_2 \cos K(\tau), \quad (29)$$

де

$$K(\tau) = \int \varepsilon^{-1} X^{1/2}(\tau) d\tau. \quad (30)$$

Для випадку неоднорідного рівняння (22) частинний розв'язок має вигляд:

$$f_p(\tau) = C_1(\tau)\sin K(\tau) + C_2(\tau)\cos K(\tau), \quad (31)$$

де $C_1(\tau)$, $C_2(\tau)$ виявляються із залежностей:

$$C_1'(\tau) = -\frac{y_2(\tau)Q(\tau)}{\varepsilon^2 w(\tau)}; \quad C_2'(\tau) = \frac{y_1(\tau)Q(\tau)}{\varepsilon^2 w(\tau)}, \quad (32)$$

де $y_1(\tau) = \sin K(\tau)$; $y_2(\tau) = \cos K(\tau)$;

$$w(\tau) = y_1(\tau)y_2'(\tau) - y_2(\tau)y_1'(\tau) - \quad (33)$$

відповідний Вронскіан.

Враховуючи (31–3), одержимо:

$$\begin{aligned} w(\tau) &= -\sin K(\tau)\sin K(\tau) \cdot K'(\tau) - \\ &= -\cos K(\tau)\cos K(\tau) \cdot K'(\tau) = \\ &= -K'(\tau)(\sin^2 K(\tau) + \cos^2 K(\tau)) = -K'(\tau); \end{aligned} \quad (34)$$

$$C_1'(\tau) = -\frac{\cos K(\tau)Q(\tau)}{\varepsilon^2 [-K'(\tau)]} = \frac{Q(\tau)}{\varepsilon^2 K'(\tau)} \cos K(\tau),$$

$$C_1(\tau) = \frac{1}{\varepsilon^2} \int \frac{Q(\tau)}{K'(\tau)} \cos K(\tau) d\tau + \bar{C}_1; \quad (35)$$

$$C_2'(\tau) = \frac{\sin K(\tau)Q(\tau)}{\varepsilon^2 [-K'(\tau)]} = -\frac{Q(\tau)}{\varepsilon^2 K'(\tau)} \sin K(\tau),$$

$$C_2(\tau) = -\frac{1}{\varepsilon^2} \int \frac{Q(\tau)}{K'(\tau)} \sin K(\tau) d\tau + \bar{C}_2. \quad (36)$$

З урахуванням (35), (36) загальний розв'язок неоднорідного диференціального рівняння задачі має вигляд:

$$f(\tau) = \sin K(\tau)[I_1(\tau) + d_1] + \cos K(\tau)[I_2(\tau) + d_2], \quad (37)$$

де

$$d_1 = C_1 + \bar{C}_1, \quad d_2 = C_2 + \bar{C}_2, \quad (38)$$

$$I_1(\tau) = \frac{1}{\varepsilon^2} \int \frac{Q(\tau)}{K'(\tau)} \cos K(\tau) d\tau,$$

$$I_2(\tau) = -\frac{1}{\varepsilon^2} \int \frac{Q(\tau)}{K'(\tau)} \sin K(\tau) d\tau. \quad (39)$$

Початкові умови беруться у формі

$$f(0) = f'(0) = 0. \quad (40)$$

З урахуванням (40) розв'язок (37), отримаємо

$$\begin{aligned} f(0) &= \sin K(0)[I_1(0) + d_1] + \cos K(0)[I_2(0) + d_2] = 0, \\ d_1 \sin K(0) + d_2 \cos K(0) &= -I_1(0)\sin K(0) - I_2(0)\cos K(0). \end{aligned} \quad (41)$$

Звідки залежність між константами дається виразом

$$d_1 = -d_2 \frac{\cos K(0)}{\sin K(0)} - I_1(0) - I_2(0) \frac{\cos K(0)}{\sin K(0)}. \quad (42)$$

За другою початковою умовою одержимо

$$\begin{aligned} f'(\tau) &= K'(\tau)\cos K(\tau)[I_1(\tau) + d_1] + \sin K(\tau)[I_1'(\tau)] - \\ &= K'(\tau)\sin K(\tau)[I_2(\tau) + d_2] + \cos K(\tau)[I_2'(\tau)]; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} f'(0) &= K'(0)\cos K(0)[I_1(0) + d_1] + \sin K(0)I_1'(0) - \\ &= K'(0)\sin K(0)[I_2(0) + d_2] + \cos K(0)I_2'(0) = 0; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} -d_2 \frac{K'(0)}{\sin K(0)} &= -\sin K(0)I_1'(0) - \\ &= -\cos K(0)I_2'(0) + I_2(0) \frac{K'(0)}{\sin K(0)}; \end{aligned} \quad (43)$$

$$d_2 = +\frac{\sin^2 K(0)}{K'(0)} I_1'(0) + \frac{\sin K(0)\cos K(0)}{K'(0)} I_2'(0) - I_2(0); \quad (44)$$

$$d_1 = -\frac{\sin K(0)\cos K(0)}{K'(0)} I_1'(0) - \frac{\cos^2 K(0)}{K'(0)} I_2'(0) - I_1(0). \quad (45)$$

Загальний розв'язок рівняння (23) таким чином отримаємо у формі:

$$\begin{aligned} f(\tau) &= \sin K(\tau) \left\{ \frac{1}{\varepsilon^2} \int \frac{Q(\tau)}{K'(\tau)} \cos K(\tau) d\tau - \right. \\ &\quad \left. - \frac{\cos^2 K(0)}{K'(0)} \left[\operatorname{tg} K(0) \frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q(0)}{K'(0)} \cos K(0) - \right. \right. \\ &\quad \left. \left. - \frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q(0)}{K'(0)} \sin K(0) - I_1(0) \right] \right\} + \\ &\quad + \cos K(\tau) \left\{ \frac{1}{\varepsilon^2} \int \frac{Q(\tau)}{K'(\tau)} \cos K(\tau) d\tau + \right. \\ &\quad \left. + \frac{\sin^2 K(0)}{K'(0)} \frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q(0)}{K'(0)} \cos K(0) - \right. \\ &\quad \left. - \frac{\sin K(0)\cos K(0)}{K'(0)} \frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q(0)}{K'(0)} \sin K(0) - I_2(0) \right\}; \end{aligned}$$

$$f(\tau) = \sin K(\tau)[I_1(\tau) - I_1(0)] + \cos K(\tau)[I_2(\tau) - I_2(0)] \quad (46)$$

Необхідно зауважити, що початкові умови при цьому виконуються

$$\begin{aligned} f(0) &= \sin K(0)[I_1(0) - I_1(0)] + \\ &+ \cos K(0)[I_2(0) - I_2(0)] = 0; \\ f'(0) &= K'(0)\cos K(0) \cdot 0 + \\ &+ \sin K(0)I_1'(0) - 0 + \cos K(0)I_2'(0) = 0. \end{aligned} \quad (47)$$

У прийнятих позначеннях і початкових умовах параметр функції нормального прогину набуває вигляду:

$$W(\xi, \eta, \tau) = \left\{ \begin{aligned} &\sin K(\tau)[I_1(\tau) - I_1(0)] + \\ &+ \cos K(\tau)[I_2(\tau) - I_2(0)] \end{aligned} \right\} \sin \lambda_m \xi \sin \lambda_n \eta. \quad (48)$$

Розв'язок (48) надає можливість обчислити функцію прогину оболонки в залежності від параметрів $X(\tau)$ та $\tilde{Z}_2$, які включають вплив жорсткісних параметрів оболонки, статичного осевого зусилля $\tilde{N}_\xi$, зовнішнього динамічного навантаження $\tilde{q}(\tau)$ та температури T .

Для оболонки з незалежними від часу параметрами та зовнішнього навантаження розв'язок (46) має вигляд:

$$\begin{aligned} f(\tau) = & \sin K\tau \left[\frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q}{K^2} \sin K\tau + d_1 \right] + \\ & + \cos K\tau \left[\frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q}{K^2} \cos K\tau + d_2 \right] = \\ & = \frac{1}{\varepsilon^2} \frac{Q}{K^2} + d_1 \sin K\tau + d_2 \cos K\tau. \end{aligned} \quad (49)$$

При початкових умовах (40) одержимо

$$d_1 = 0, \quad d_2 = -\frac{Q}{K^2} = -\frac{A}{X\lambda_m^4}. \quad (50)$$

Загальний розв'язок у цьому випадку має вигляд:

$$W(\xi, \eta, \tau) = \frac{A}{X\lambda_m^4} (\cos K\tau - 1) \sin \lambda_m \xi \sin \lambda_n \eta. \quad (51)$$

Необхідно зауважити, що розв'язок (51), що задовольняє основному диференціальному рівнянню та початковим умовам, відрізняється, від розв'язку, наданому у роботі [1].

3 Чисельна реалізація. Порівняння основних залежностей від параметрів оболонки та зовнішнього навантаження, не залежних від часу

З урахуванням (42)

$$W(\xi, \eta, \tau) = \frac{A}{K^2} (\cos K\tau - 1) \sin \lambda_m \xi \sin \lambda_n \eta$$

маємо при

$$\xi = \frac{1}{2}, \quad \eta = \frac{1}{2}. \quad (52)$$

Характерні залежності для параметру нормального прогину у даному випадку наведені на рис. 2–5.

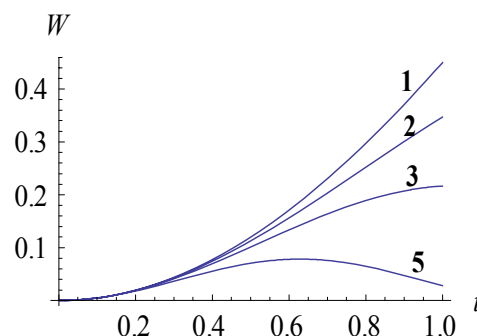


Рис. 2. Залежність параметру нормального прогину оболонки в заданій точці серединної поверхні при $A = 1$, $K = 1, 2, 3, 5$

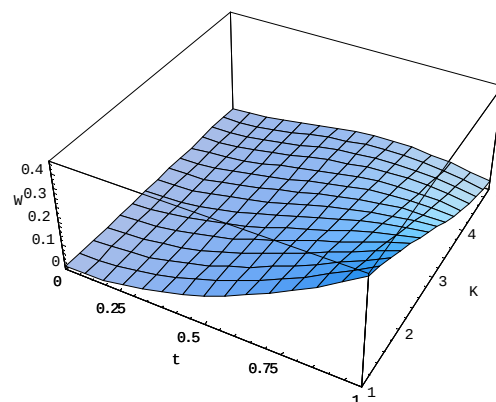


Рис. 3. Залежність деформації оболонки від параметрів K і часу

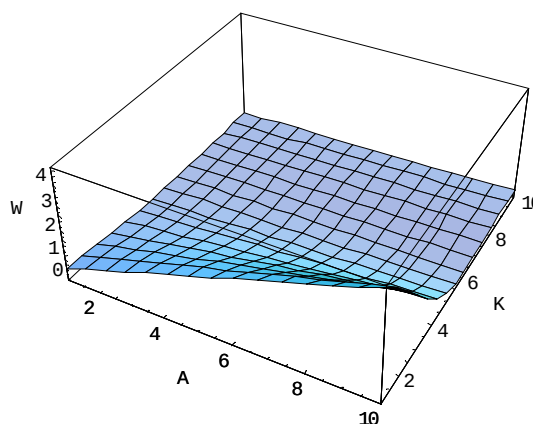


Рис. 4. Залежність деформації оболонки від амплітуди A і параметру K при $\tau = 1$

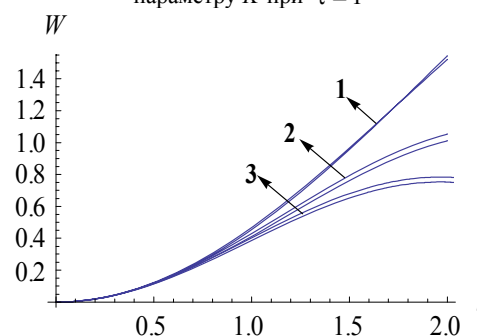


Рис. 5. Порівняння запропонованого аналітичного та прямого чисельного розв'язків для параметрів $A = 1, K = 1, q_0 = 0,1$ для випадків: 1) $q_{\max}$, $\tau = 2$; 2) $q = q_0\tau$, $\tau = 2$; 3) $q = q_0\tau$, $\tau = 3$

У випадку, коли на оболонку діє зовнішній тиск, залежний від часу, наприклад, за законом $q(t) = q_0 t$, основний розв'язок задачі береться у вигляді (48). З урахуванням початкових умов (40) константи d_1 і d_2 знаходяться відповідним чином у вигляді формул (44), (45). У цьому конкретному випадку різниця між розв'язком, наданим у роботах [1–2] для $q_{\max}$ і запропонованими у даній роботі розв'язками полягає у принципово різних залежностях для функції $K(t)$, що суттєво впливає на характер деформування оболонки. Як видно з порівняльного аналізу (рис. 5), розрахунок за методикою $q_{\max}$ дає похибку у 34,5 % при $\tau = 2$, у порівнянні з підходом, запропонованим у даній роботі.

Висновки

У даній роботі запропоновано наближений аналітичний розв'язок задачі про поведінку ортотропної циліндричної оболонки з параметрами маси, залежними від часу, при комбінованому термосиловому динамічному зовнішньому навантаженні. На базі комп'ютерної алгебри із застосуванням програмного комплексу «Mathematica» надано у чисельний аналіз впливу параметрів оболонки та зовнішнього навантаження на характер деформування ортотропної конструкції.

Список літератури

1. Ларичев Е. А. Определение критической динамической нагрузки композиционной оболочки при сложном термосиловом нагружении [Электронный ресурс] / Е. А. Ларичев, В. С. Сафронов, И. К. Туркин // «Труды МАИ», Московский авиационный институт (государственный технический университет). – 25.04.2007. – Вып. 27. – С. 1–11.
2. Ларичев Е. А. Исследование несущей способности композиционной оболочки при действии статического и динамического внешнего давления, неравномерного нагрева и осевого сжатия / Е. А. Ларичев, В. С. Сафронов, И. К. Туркин : материалы 17 научно-технической конференции / Конструкции и технологии получения изделий из неметаллических материалов. – Обнинск, 2004. – С. 140–141.
3. Амбарцумян С. А. Теория анизотропных оболочек / С. А. Амбарцумян. – М. : Наука, 1961. – 384 с.
4. Пожуев В. И. Приближенный аналитический метод анализа колебаний конструкций с массой, не периодически зависящей от времени / В. И. Пожуев, Д. В. Гришак // Методи розв'язування прикладних задач механіки деформівного твердого тіла. – 2009. – Вип. 10. – С. 240–246.

Одержано 20.01.2011

Пожуев В.И., Гришак Д.В. Приближенное аналитическое решение задачи деформирования ортотропной цилиндрической оболочки переменной во времени массы при комбинированном термосиловом нагружении

В работе предложено приближенное аналитическое решение задачи деформирования оболочечной конструкции переменной во времени параметрами при термическом и силовом динамическом внешнем нагружении. Математическая постановка задачи сводится к необходимости интегрирования дифференциального уравнения четвертого порядка в частных производных с переменными во времени коэффициентами.

Ключевые слова: *приближенный аналитический метод, асимптотический подход, ортотропная цилиндрическая оболочка, термосиловое и динамическое нагружение, метод фазовых интегралов, дифференциальные уравнения с переменными коэффициентами, численный анализ.*

Pozhuyev V., Gristchak D. An approximate analytical solution of deformable state problem of the orthotropic cylindrical shell with variable on time mass under combined thermoforced loading

The approximate analytical solution of deformation problem of shell structure with variable on time parameters under the thermal and forced dynamic external loading is offered. Mathematical problem connected with the necessity of partial differential fourth order equation with variable on time coefficients integration.

Key words: *Approximate analytical method, asymptotic approach, orthotropic cylindrical shell, thermoforced and dynamic loading, phase integral method, differential equations with variable coefficients, numerical analysis.*

УДК 539.3

Канд. техн. наук В. С. Левада, канд. физ.-мат. наук В. К. Хижняк,
канд. техн. наук Т. И. Левицкая

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИЗГИБ ПОЛУБЕСКОНЕЧНОЙ АНИЗОТРОПНОЙ ПЛАСТИНЫ С ЖЕСТКО ЗАКРЕПЛЕННЫМ КРАЕМ, НАХОДЯЩЕЙСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ

Получено точное решение задачи изгиба полубесконечной анизотропной пластины с жестко закрепленным краем, находящейся под действием сосредоточенной нагрузки. Решение выражено в замкнутой форме через элементарные функции. Построена функция Грина соответствующей краевой задачи.

Ключевые слова: изгиб, анизотропная пластина, сосредоточенная нагрузка, жесткое закрепление, функция Грина, краевая задача.

Задачи о локальных воздействиях на элементы конструкций издавна привлекали внимание исследователей. Решение таких задач стремятся получить в замкнутом виде относительно элементарных или других легко вычисляемых функций. При решении задачи изгиба анизотропных пластин под действием сосредоточенных нагрузок широко использовались методы теории аналитических функций, восходящие к классическим работам С. Г. Лехницкого [1]. Эти методы использовались в [2]. В настоящей работе использованы интегральные преобразования обобщенных функций для получения решения задачи изгиба полубесконечной анизотропной пластины с жестко закрепленным краем.

Рассматривается задача

$$D_{11} \frac{\partial^4 W}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 W}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + D_{66}) \frac{\partial^4 W}{\partial x^2 \partial y^2} + 4D_{26} \frac{\partial^4 W}{\partial x \partial y^3} + D_{22} \frac{\partial^4 W}{\partial y^4} = \delta(x - \xi) \delta(y), \quad (1)$$

$$W(0, y) = 0, \quad \frac{\partial W(0, y)}{\partial x} = 0, \quad (2)$$

где $x \in (0; \infty)$, $m_2 = \beta_2(x - \xi)$, $\xi \in (0; \infty)$.

Здесь $m_5 = \beta_1(x + \xi)$ – дельта-функция Дирака; $D_{11}, D_{12}, D_{16}, D_{26}, D_{66}, D_{22}$ – жесткости пластины; $W(x, y)$ – прогиб пластины в точке (x, y) .

Эта краевая задача моделирует изгиб анизотропной пластинки, находящейся под действием единичной нагрузки, сосредоточенной в точке $(\xi, 0)$.

Зная $W(x, y)$, можно найти

$$M_x = - \left(D_{11} \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + D_{12} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + 2D_{16} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \right),$$

$$M_y = - \left(D_{12} \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + D_{22} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + 2D_{26} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \right),$$

$$H_{xy} = H_{yx} = - \left(D_{16} \frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + D_{26} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} + 2D_{66} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} \right),$$

$$N_x = - \left(D_{11} \frac{\partial^3 W}{\partial x^3} + 3D_{16} \frac{\partial^3 W}{\partial x^2 \partial y} + (D_{12} + 2D_{66}) \times \frac{\partial^3 W}{\partial x \partial y^2} + D_{26} \frac{\partial^3 W}{\partial y^3} \right),$$

$$N_y = - \left(D_{16} \frac{\partial^3 W}{\partial x^3} + 3D_{26} \frac{\partial^3 W}{\partial x^2 \partial y} + (D_{12} + 2D_{66}) \times \frac{\partial^3 W}{\partial x \partial y^2} + D_{22} \frac{\partial^3 W}{\partial y^3} \right),$$

где M_x, M_y – изгибающие моменты; H_{xy}, H_{yx} – скручивающие моменты; N_x, N_y – перерезывающие силы.

Применим к (1), (2) преобразование Фурье по y . Обозначив $F_y[W(x, y)] = \bar{W}(x, \lambda)$, получаем:

$$D_{11} \frac{\partial^4 \bar{W}}{\partial x^4} + 4D_{16}(-i\lambda) \frac{\partial^3 \bar{W}}{\partial x^3} + 2(D_{12} + 2D_{66})(-i\lambda)^2 \frac{\partial^2 \bar{W}}{\partial x^2} + 4D_{26}(-i\lambda)^3 \frac{\partial \bar{W}}{\partial x} + (-i\lambda)^4 D_{22} \bar{W} = \delta(x - \xi), \quad (3)$$

$$\bar{W}(+0, \lambda) = 0, \quad \frac{\partial \bar{W}(+0, \lambda)}{\partial x} = 0. \quad (4)$$

Применяя к (3) преобразование Лапласа по x и обозначив $L[W(x)] = \overline{W}(p)$, получим

$$\overline{W}(p) = \frac{1}{\Delta} \left(e^{-p\xi} + D_{11}B_1p + D_{11}B_2 - 4D_{16}(i\lambda)B_1 \right), \quad (5)$$

где $\Delta = D_{11}p^4 + 4D_{16}(-i\lambda)p^3 + 2(D_{12} + 2D_{66}) \times$
 $\times (-i\lambda)^2 p^2 + 4D_{26}(-i\lambda)^3 p + (-i\lambda)^4 D_{22}$,

$$B_1 = \frac{\partial^2 \overline{W}(+0, \lambda)}{\partial x^2}, \quad B_2 = \frac{\partial^3 \overline{W}(+0, \lambda)}{\partial x^3}.$$

Уравнение

$$D_{11}\mu^4 + 4D_{16}\mu^3 + 2(D_{12} + 2D_{66})\mu^2 + 4D_{26}\mu + D_{22} = 0$$

может иметь следующие варианты корней

- 1) $\mu_{1,2} = \alpha_1 \pm i\beta_1$, $\mu_{3,4} = \alpha_2 \pm i\beta_2$, $\beta_1 > 0$, $\beta_2 > 0$,
- 2) $\mu_{1,2,3,4} = \alpha \pm i\beta$, $\beta > 0$.

Применяя к (5) обратное преобразование Лапласа с учетом того, что $\lim_{x \rightarrow \infty} \overline{W}(x, \lambda) = 0$, получим:

- для первого варианта корней

$$\begin{aligned} \overline{W} = & \frac{1}{S|\lambda|^3} \left(T_1 e^{-|\lambda|\beta_1|x-\xi|} e^{i\lambda\alpha_1(\xi-x)} + \right. \\ & + T_4 e^{-|\lambda|\beta_2|x-\xi|} e^{i\lambda\alpha_2(\xi-x)} + \\ & + \left(\left(e^{-|\lambda|\beta_1(x+\xi)} e^{i\lambda\alpha_1(\xi-x)} \beta_2 + \right. \right. \\ & + e^{-|\lambda|\beta_2(x+\xi)} e^{i\lambda\alpha_2(\xi-x)} \beta_1 \Big) \cdot T_2 + \\ & + \left(e^{-|\lambda|(\beta_1x+\beta_2\xi)} e^{i\lambda(\alpha_2\xi-\alpha_1x)} + \right. \\ & + e^{-|\lambda|(\beta_2x+\beta_1\xi)} e^{i\lambda(\alpha_1\xi-\alpha_2x)} \Big) \cdot T_3 \Big) / Q - \\ & - \frac{i\lambda}{S|\lambda|^4} \left(\left(e^{-|\lambda|\beta_1|x-\xi|} e^{i\lambda\alpha_1(\xi-x)} - \right. \right. \\ & - e^{-|\lambda|\beta_2|x-\xi|} e^{i\lambda\alpha_2(\xi-x)} \Big) \cdot T_5 + \\ & + 2\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2) \left(e^{-|\lambda|(\beta_1x+\beta_2\xi)} e^{i\lambda(\alpha_2\xi-\alpha_1x)} - \right. \\ & \left. \left. - e^{-|\lambda|(\beta_2x+\beta_1\xi)} e^{i\lambda(\alpha_1\xi-\alpha_2x)} \right) \right) \Big), \end{aligned}$$

где $Q = (\beta_1 - \beta_2)^2 + (\alpha_1 - \alpha_2)^2$,

$$S = 2D_{11}\beta_1\beta_2 \left((\beta_1 + \beta_2)^2 + (\alpha_1 - \alpha_2)^2 \right) \cdot Q,$$

$$T_1 = -\beta_1^2\beta_2 + \beta_2^3 + \beta_2(\alpha_1 - \alpha_2)^2,$$

$$T_2 = -\beta_1^4 + 2\beta_1^2\beta_2^2 - 2\beta_1^2(\alpha_1 - \alpha_2)^2 - \beta_2^4 -$$

$$- 2\beta_2^2(\alpha_1 - \alpha_2)^2 - (\alpha_1 - \alpha_2)^4,$$

$$T_3 = 2\beta_1\beta_2 \left(\beta_1^3 - \beta_1\beta_2^2 + \beta_1(\alpha_1 - \alpha_2)^2 - \beta_1^2\beta_2 + \right.$$

$$\left. + \beta_2^3 + \beta_2(\alpha_1 - \alpha_2)^2 \right),$$

$$T_4 = -\beta_1\beta_2^2 + \beta_1^3 + \beta_1(\alpha_1 - \alpha_2)^2,$$

$$T_5 = 2\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2) \text{sign}(\xi - x);$$

- для второго варианта корней

$$\begin{aligned} \overline{W} = & \frac{1}{4D_{11}\beta^3|\lambda|^3} \left(e^{-|\lambda|\beta|x-\xi|} e^{i\lambda\alpha(\xi-x)} \times \right. \\ & \times \left(1 + |\lambda|\beta|x-\xi| \right) - e^{-|\lambda|\beta(x+\xi)} e^{i\lambda\alpha(\xi-x)} \times \\ & \times \left(1 + 2|\lambda|^2\beta^2x\xi - |\lambda|\beta(x+\xi) \right) \Big). \end{aligned}$$

Для нахождения $W(x, y)$ используем результаты [3].

В первом варианте решение будет иметь вид

$$\begin{aligned} \overline{W} = & \frac{1}{2\pi S} \left(\left(2m_1n_1 \arctg \frac{n_1}{m_1} + (n_1^2 - m_1^2) \ln r_1 \right) \cdot T_1 + \right. \\ & + \frac{\beta_2T_2}{Q} \left(2m_5n_1 \arctg \frac{n_1}{m_5} + (n_1^2 - m_5^2) \ln r_1 \right) + \\ & + \frac{T_3}{Q} \left(2m_3n_3 \arctg \frac{n_3}{m_3} + (n_3^2 - m_3^2) \ln r_3 \right) + \\ & + T_4 \left(2m_2n_2 \arctg \frac{n_2}{m_2} + (n_2^2 - m_2^2) \ln r_2 \right) + \\ & + \frac{T_3}{Q} \left(2m_4n_4 \arctg \frac{n_4}{m_4} + (n_4^2 - m_4^2) \ln r_4 \right) + \\ & + \frac{\beta_1T_2}{Q} \left(2m_6n_2 \arctg \frac{n_2}{m_6} + (n_2^2 - m_6^2) \ln r_2 \right) + \\ & + 4\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2)m_1n_1 \ln r_1 + 2\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2) \times \\ & \times (m_1^2 - n_1^2) \arctg \frac{n_1}{m_1} + 2\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2) \times \\ & \times \left((n_3^2 - m_3^2) \arctg \frac{n_3}{m_3} - 2m_3n_3 \ln r_3 \right) - \\ & - 4\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2)m_2n_2 \ln r_2 + 2\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2) \times \\ & \times (n_2^2 - m_2^2) \arctg \frac{n_2}{m_2} + 2\beta_1\beta_2(\alpha_1 - \alpha_2) \times \\ & \times \left(2m_4n_4 \ln r_4 + (m_4^2 - n_4^2) \arctg \frac{n_4}{m_4} \right) \Big), \end{aligned}$$

где $m_1 = \beta_1(x - \xi)$, $n_1 = y + \alpha_1(x - \xi)$,

$$m_2 = \beta_2(x - \xi), \quad n_2 = y + \alpha_2(x - \xi),$$

$$m_3 = \beta_1x + \beta_2\xi, \quad n_3 = y - \alpha_2\xi + \alpha_1x,$$

$$m_4 = \beta_2x + \beta_1\xi, \quad n_4 = y - \alpha_1\xi + \alpha_2x,$$

$$m_5 = \beta_1(x + \xi), \quad m_6 = \beta_2(x + \xi),$$

$$r_1 = \sqrt{m_1^2 + n_1^2}, \quad \bar{r}_1 = \sqrt{m_2^2 + n_1^2},$$

$$r_2 = \sqrt{m_2^2 + n_2^2}, \quad \bar{r}_2 = \sqrt{m_6^2 + n_2^2},$$

$$r_3 = \sqrt{m_3^2 + n_3^2}, \quad r_4 = \sqrt{m_4^2 + n_4^2}.$$

При втором варианте корней решение примет вид

$$W = \frac{1}{8\pi\beta^3 D_{11}} \left((\beta^2(x - \xi)^2 + (y + \alpha(x - \xi))^2) \ln q - \right. \\ \left. - (\beta^2(x + \xi)^2 + (y + \alpha(x - \xi))^2 - 4\beta^2 x \xi) \ln \bar{q} + \right. \\ \left. + 2\beta^2 x \xi \right),$$

$$q = \sqrt{\beta^2(x - \xi)^2 + (y + \alpha(x - \xi))^2},$$

$$\bar{q} = \sqrt{\beta^2(x + \xi)^2 + (y + \alpha(x - \xi))^2}.$$

При $\beta = 1, \alpha = 0, D_{11} = D$ получается известное решение Мичелла для изотропной пластины.

Из этого решения легко получается функция Грина на соответствующей краевой задаче

$$G(x, y, \xi, \eta) = W(x, y - \eta).$$

Полученное точное решение задачи об изгибе полубесконечной анизотропной пластины выражено в замкнутой форме через элементарные функции, что позволяет эффективно его использовать.

Список литературы

1. Лехницкий С. П. Анизотропные пластинки / С. П. Лехницкий. – М.: Наука, 1977. – 416 с.
2. Максименко В. Н. Фундаментальные решения в задачах изгиба анизотропных пластин / В. Н. Максименко, Е. Г. Подружин // ПМТФ. – 2003. – Т. 44. – № 4. – С. 135–143.
3. Левада В. С. К применению преобразования Фурье для построения фундаментального решения эллиптического дифференциального оператора / В. С. Левада. – Запорожье, 1987. – Деп. в Укр. НИИТИ, № 706. – Ук-87.

Одержано 21.03.2011

Левада В.С., Хижняк В.К., Левицька Т.І. Згин напівнескінченної анізотропної пластини з жорстко закріпленням краєм, що знаходиться під дією зосередженого навантаження

Отримано точний розв'язок задачі згину напівнескінченної анізотропної пластини з жорстко закріпленням краєм, що знаходиться під дією зосередженого навантаження. Розв'язок виражено в замкнутій формі через елементарні функції. Побудовано функцію Гріна відповідної крайової задачі.

Ключові слова: згин, анізотропна пластинка, зосереджене навантаження, жорстке закріплення, функція Гріна, крайова задача.

Levada V., Khizhnyak V., Levitskaya T. The semiinfinite anisotropic plate with fixed edge bending under the action of concentrated load

The exact solution of semi-infinite anisotropic plate with a rigidly fixed boundary bending under a concentrated load is received. Solution is expressed in closed form through elementary functions. Green's function corresponding to the boundary problem was built.

Key words: bending, anisotropic plate, concentrated load, fixed edge, the Green's function, boundary value problem.

УДК 539.3

Канд. фіз.-мат. наук М. І. Клименко, канд. техн. наук В. В. Мухін

Національний університет, м. Запоріжжя

СКІНЧЕННЕЕЛЕМЕНТНА МЕТОДИКА МОДЕЛЮВАННЯ ХВИЛЬОВИХ ПРОЦЕСІВ У БАГАТОШАРОВИХ ЦИЛІНДРАХ

У статті пропонується методика дослідження процесів розповсюдження вільних пружних хвиль у нескінченних багатошарових циліндрах. Застосування такої методики дозволяє на основі єдиного алгоритму розв'язувати такі задачі для циліндрів, складених з довільної кількості шарів без обмежень на їх геометричні характеристики. Побудовані та досліджені дисперсійні залежності між частотою та фазовою швидкістю невісесиметричних вільних хвиль для n-шарових циліндрів.

Ключові слова: метод скінченних елементів, нескінченний багатошаровий циліндр, вільні пружні хвилі, дисперсійна залежність.

Вступ

Складові елементи конструкцій, моделями яких є багат шарові циліндри, знайшли широке застосування у машинобудуванні, зокрема в авіабудуванні, суднобудуванні, приладобудуванні, а також у будівництві. Задачі дослідження динамічних характеристик таких конструкцій виникають при проектуванні підземних і підводних місткостей, трубопроводів, облицювання тунелів метро, розробці елементів твердопаливних двигунів та у багатьох інших видах технічних розробок. Останнім часом моделювання динамічних процесів у багат шарових циліндрах пов'язується з потребами таких сучасних галузей техніки, як геоакустика, ультраакустична дефектоскопія, проектування апаратів для дослідження космосу. Із збільшенням швидкості руху підземного транспорту, літальних та плаваючих апаратів, розвитком техніки будівництва зростає роль динамічного розрахунку різноманітних елементів конструкцій та споруд, що застосовуються у цих галузях.

Відомо [1, 2], що багато закономірностей процесів розповсюдження вібрацій та взаємодії рухомих і акустичних навантажень з пружними тілами можна встановити на основі аналізу розповсюдження вільних хвиль у даних конструкціях. Це створює необхідність розробки ефективних методів їх моделювання. Моделі розповсюдження вільних хвиль у тришарових циліндричних оболонках розглядалися у дослідженні [2]. При цьому використовувалися як наближені рівняння, що ґрунтуються на застосуванні гіпотез про характер деформування окремих шарів, так і рівняння динамічної теорії пружності в поєднанні з рівняннями теорії тонких оболонок.

Складність реалізації подібних підходів у випадку великої кількості шарів створює необхідність розробки ефективної, зручної для реалізації на сучасній обчислювальній техніці, методики чисельного аналізу та розв'язування даного класу задач для систем, складених з довільної кількості циліндричних шарів. Така методика може бути реалізована на основі застосування методу скінчених елементів.

Етапи реалізації скінченоелементної методики дослідження хвильових процесів

Підхід, орієнтований на використання розрахункових схем, що ґрунтуються на застосуванні МСЕ, який розглядається у даній роботі, дає можливість побудови чисельних алгоритмів розв'язування вказаних вище задач для довільних геометричних характеристик циліндричних шарів.

Застосування запропонованої у даній статті скінченоелементної методики вимагає реалізації наступних етапів.

1. Опис переміщень кожного шару за допомогою динамічних рівнянь теорії пружності (рівнянь Ламе).
2. Редукція задачі до математичної моделі у вигляді сукупності систем звичайних диференціальних

рівнянь для окремих шарів нескінченного циліндра.

3. Застосування лінійної скінченно-елементної апроксимації невідомих функцій у даних рівняннях.

4. Розбиття одновимірної області розв'язування задачі, що отримуємо при цьому, на скінчене число елементів, у межах яких значення пружних сталих та густина матеріалу циліндричного шару залишаються постійними або змінюються за певними законами.

5. Формування системи лінійних алгебраїчних рівнянь відносно вузлових значень невідомих на окремому елементі.

6. Формування глобальної матриці системи алгебраїчних рівнянь для даного багат шарового циліндра з урахуванням умов сполучення між елементами.

7. Дослідження та розв'язування одержаної системи лінійних алгебраїчних рівнянь.

8. Аналіз отриманих результатів.

Використання для опису переміщень кожного шару рівнянь Ламе дозволяє уникнути застосування моделей, що ґрунтуються на гіпотезах про характер деформування шарів і тим самим уникнути додаткової похибки, обумовленої характером вибраної моделі. Використання лінійних рівнянь теорії пружності для опису переміщень точок циліндра є виправданим у межах лінійної зони деформації циліндрів, що є об'єктами дослідження.

Стационарний характер даних динамічних задач наперед визначає вид залежності переміщень від часу при розповсюдженні гармонічних хвиль. У випадках, коли відомий вид залежності переміщень від кутової координати, це дає можливість зведення задачі інтегрування сукупності систем рівнянь Ламе для окремих циліндричних шарів до задачі інтегрування сукупності систем звичайних диференціальних рівнянь щодо невідомих функцій амплітудних значень переміщень, які залежать тільки від радіальної координати.

Застосування МСЕ до розв'язування системи звичайних диференціальних рівнянь для окремого шару (елементу) дозволяє отримати систему лінійних алгебраїчних рівнянь щодо значень невідомої функції на межах даного елемента. У результаті підсумовування матриць таких систем за елементами отримуємо глобальну матрицю системи щодо вузлових значень невідомих задачі (амплітуд переміщень), яка є симетричною і стрічковою.

Нехай у нескінченному багат шаровому циліндрі розповсюджується невісесиметрична гармонічна хвиля, переміщення точок якої можна представити у вигляді [2]:

$$\begin{aligned}U &= iu(r)\cos n\varphi \exp i(kz - \omega t); \\V &= iv(r)\sin n\varphi \exp i(kz - \omega t); \\W &= w(r)\cos n\varphi \exp i(kz - \omega t),\end{aligned}\quad (1)$$

де U – радіальне переміщення, V – тангенціальне переміщення, W – осьове переміщення точок циліндра, n – число хвиль в окружному напрямі, $k = \frac{\omega}{c}$ – хвильове число, ω – частота, c – фазова швидкість

пружної хвилі, що розповсюджується у циліндрі.

Поділимо циліндр по товщині на скінченну кількість шарів (елементів), у межах яких пружні сталі λ та μ , а також густина ρ залишаються сталими.

Переміщення окремого шару циліндра будемо описувати динамічними рівняннями теорії пружності:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial \tau_{r\varphi}}{\partial \varphi} &= \frac{\rho \partial^2 U}{\partial t^2} \\ \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\tau_{rz}}{r} + \frac{\partial \tau_{z\varphi}}{\partial \varphi} &= \frac{\rho \partial^2 W}{\partial t^2} \\ \frac{\partial \tau_{r\varphi}}{\partial r} + \frac{\partial \tau_{z\varphi}}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial \sigma_\varphi}{\partial \varphi} + \frac{2}{r} \tau_{r\varphi} &= \frac{\rho \partial^2 V}{\partial t^2}. \end{aligned} \quad (2)$$

Підставляючи у ці рівняння формули закону Гука та вирази (1), отримаємо систему звичайних диференціальних рівнянь:

$$\begin{aligned} \frac{d}{dr} \left(\lambda \left(\frac{du}{dr} + \frac{u}{r} + \frac{nv}{r} + kw \right) + 2\mu \frac{du}{dr} \right) + \\ + \mu \left(\frac{2}{r} \frac{du}{dr} - \frac{2+n^2}{r^2} u + \frac{n}{r} \frac{dv}{dr} - \frac{3n}{r^2} v + \right. \\ \left. k \frac{dw}{dr} - k^2 u \right) + \rho \omega^2 u = 0; \\ \mu \frac{d}{dr} \left(\frac{dw}{dr} - ku \right) - \mu \left(\frac{k}{r} u + \frac{kn}{r} v - \frac{1}{r} \frac{dw}{dr} + \left(\frac{n^2}{r^2} + 2k^2 \right) w \right) - \\ - \lambda \left(k \frac{du}{dr} + k \frac{u}{r} + \frac{knv}{r} + k^2 w \right) + \rho \omega^2 w = 0; \\ \mu \frac{d}{dr} \left(\frac{dv}{dr} - \frac{dv}{r} - \frac{nu}{r} \right) - \lambda \left(\frac{n}{r} \frac{du}{dr} + \frac{n}{r^2} u + \frac{n^2}{r^2} v + \frac{knw}{r} \right) - \\ \mu \left(\frac{4nu}{r^2} + \frac{2(n^2+1)v}{r^2} + k^2 v - \frac{2}{r} \frac{dv}{dr} + \frac{knw}{r} \right) + \rho \omega^2 v = 0; \end{aligned} \quad (3)$$

Дана система описує амплітудні значення радіальних, тангенціальних і нормальних переміщень $u(r)$, $v(r)$ та $w(r)$ на кожному шарі даного нескінченного циліндра.

Таким чином, задача дослідження розповсюдження вільних пружних невісесиметричних хвиль у багатшарових циліндрах зводиться до задачі інтегрування сукупності систем звичайних диференціальних рівнянь виду (3) за однорідних крайових умов. Для визначення дисперсійної залежності між частотою та фазовою швидкістю таких хвиль необхідно установити значення ω та c , при яких дана задача має нетривіальні розв'язки.

Для реалізації скінченноелементної методики застосуємо на кожному елементі лінійну апроксимацію невідомих функцій $u(r)$, $v(r)$, $w(r)$:

$$\begin{aligned} u(r) &= u_1 N_1 + u_2 N_2, \\ v(r) &= v_1 N_1 + v_2 N_2, \\ w(r) &= w_1 N_1 + w_2 N_2. \end{aligned} \quad (4)$$

$$\text{Тут } N_1 = \frac{(r_2 - r)}{h}, N_2 = \frac{(r - r_1)}{h}, \quad h = r_2 - r_1,$$

$u_1, u_2, v_1, v_2, w_1, w_2$ – відповідно радіальні, тангенціальні та осеві переміщення у вузлах $r = r_1$ та $r = r_2$, r_1 та r_2 – внутрішній та зовнішній радіуси елемента.

Для відшукування їх вузлових значень використаємо МСЕ у формі Гальоркіна [3], відповідно до якого помножимо обидві частини рівнянь (3) спочатку на $N_1(r)dr$, потім на $N_2 r dr$ і виконаємо інтегрування отриманих виразів по товщині елемента.

Інтегруючи у кожному з цих виразів перші доданки частинами, отримаємо систему лінійних алгебраїчних рівнянь:

$$([c]^e + \omega^2 [m]^e) \{q\}^e = \{f\}^e, \quad (5)$$

де $\{q\}^{eT} = \{u_1, v_1, w_1, u_2, v_2, w_2\}$,

$$\{f\}^{eT} = \{\sigma_r^1 r_1, i\tau_{r\varphi}^1 r_1, -\tau_{rz}^1 r_1, i\sigma_r^2 r_2, -i\tau_{r\varphi}^2 r_2, \tau_{rz}^2 r_2\},$$

$\sigma_r^j, \tau_{r\varphi}^j, \tau_{rz}^j$ – граничні значення амплітудних множників у виразах для нормальних та дотичних напружень у елементі на його внутрішній ($j = 1$) і зовнішній ($j = 2$) поверхнях, $[c]^e$ – матриця жорсткості на елементі, $[m]^e$ – матриця маси на елементі. При обчисленні коефіцієнтів цих матриць використовувалось чисельне інтегрування за допомогою квадратурних формул Гаусса.

Складаючи послідовно три останні рівняння для кожного попереднього елемента з трьома першими для наступного і враховуючи, що внутрішня та зовнішня поверхні оболонки вільні від напружень, отримуємо:

$$[K] \{Q\} = \{0\}, \quad (6)$$

де $[K] = [C] + \omega^2 [M]$, $[C]$ – глобальна матриця жорсткості циліндра, $[M]$ – глобальна матриця маси; $\{Q\}^T = \{U_1, V_1, W_1, \dots, U_{n+1}, V_{n+1}, W_{n+1}\}$ – вектор вузлових переміщень циліндра, поділеного по товщині на N елементів.

Глобальні стрічкові матриці жорсткості і маси отримуємо підсумовуванням відповідних матриць для окремих елементів.

Для існування нетривіальних розв'язків однорідної системи (6) необхідно, щоб

$$\det[K] = 0. \quad (7)$$

Дисперсійне рівняння (7) визначає залежність фазової швидкості хвилі c від частоти ω .

Для контролю результатів, отриманих за наведеним алгоритмом та перевірки адекватності запропонованої математичної моделі, визначено дисперсійні залежності для тонкої однорідної оболонки, вільні коливан-

ня якої описуються диференціальними рівняннями [3]:

При порівнянні дисперсійних кривих, побудованих з використанням даних рівнянь з аналогічними кривими, одержаними із застосуванням МСЕ, встановлено, що максимальне відносне відхилення їх точок приблизно дорівнює 0,8 %. Характерні значення фазової швидкості хвилі для відповідних частот, отримані аналітично та за допомогою методу скінчених елементів, наведені у таблиці 1. Тут визначалися характеристики дисперсійної залежності для тонкого сталевго циліндра.

Максимальна відносна похибка тут становить близько 1 %, що свідчить про високу точність застосування для даного випадку скінченоелементної методики.

Методика скінчено-елементного аналізу розповсюдження вільних гармонічних хвиль у багатошаровому циліндрі складається з послідовності таких кроків.

Крок 1. Визначення початкових даних. Тут визначаються початкове і кінцеве значення частоти розповсюдження хвилі, величина кроку її зміни, а також аналогічні параметри для діапазону зміни її фазової швидкості. Для кожного шару визначаються радіуси його внутрішньої і зовнішньої поверхонь, густина, модуль Юнга та коефіцієнт Пуассона для матеріалу шару. Здається також точність визначення коренів дисперсійного рівняння.

Крок 2. Формування глобальної матриці системи лінійних алгебраїчних рівнянь для системи циліндричних шарів, що є об'єктом дослідження. У циклі за елементами формується матриця системи лінійних алгебраїчних рівнянь для кожного елемента. Компоненти одержаної матриці на елементі включаються в глобальну матрицю системи рівнянь.

Крок 3. Розв'язування дисперсійного рівняння (7). При фіксованих значеннях частоти ω та фазової швидкості v обчислюється визначник глобальної матриці, побудованої на кроці 1. Для цього зводимо її до верхнього трикутного вигляду з урахуванням властивостей її стрічковості та симетричності. Визначник знаходимо шляхом перемножування діагональних елементів зведеної глобальної матриці. Переходимо до наступного значення фазової швидкості $v_1 = v + \Delta v$ і повертаємося до кроку 1. Процес продовжується доти, поки не зміниться знак визначника глобальної системи.

Наближене значення фазової швидкості, при якому визначник глобальної системи дорівнює нулю, знаходимо шляхом послідовного уточнення зміни його

знаку. При цьому звужуємо інтервал зміни фазової швидкості до досягнення заданої точності ε . Після знаходження наближеного значення кореня дисперсійного рівняння збільшуємо значення фазової швидкості на заданий крок її зміни Δv і повертаємося до кроку 2 даного алгоритму.

Крок 4. Побудова дисперсійних кривих.

Побудова дисперсійних кривих для вільних невісесиметричних хвиль у п'ятишаровому циліндрі

Запропоновані розрахункові схеми, що ґрунтуються на використанні скінчено-елементної методики та матриць переходу через шар, реалізовані в задачі побудови кривих дисперсії для нескінченного п'ятишарового циліндра, складеного з трьох шарів великої щільності, розділених між собою двома шарами заповнювача. Даний циліндр характеризується співвідношеннями

$$E/E_0 = 0,6 \cdot 10^{-4}, \quad \rho/\rho_0 = 0,1, \quad v/v_0 = 1,33,$$

$h/H = 0,2$, де E, ρ, v – фізико-механічні характеристики заповнювача (його модуль пружності, густина, коефіцієнт Пуассона), E_0, ρ_0, v_0 – відповідні характеристики для несучих шарів, h, H – відповідно товщини несучих шарів та заповнювача.

За запропонованою скінчено-елементною методикою були побудовані дисперсійні залежності перших п'яти форм для невісесиметричних хвиль, що розповсюджуються у п'ятишаровому циліндрі з вказаними вище параметрами.

При $n = 0$ отримуємо дисперсійні криві для вісесиметричної задачі, отримані у [4]. На рис. 1 суцільною лінією зображені криві дисперсії при $n = 1$, пунктирною лінією – при $n = 2$.

З графіка видно, що істотна відмінність дисперсійних кривих першої моди має місце при значеннях частоти $\omega^* < 1$. Мінімальні значення фазової швидкості при $n = 1$ та $n = 2$ для першої форми співпадають з його величиною для вісесиметричної задачі. Тут $C_{\min}^* \approx 0,17$. Аналогічне явище має місце і для тришарової оболонки [2].

При $n = 1$ для першої моди переважаючими на всьому розглянутому частотному інтервалі є радіальні переміщення, що залишаються сталими по товщині циліндра. Тангенціальні та осьові переміщення у межах кожного з шарів змінюються згідно з законом, близьким до лінійного.

Таблиця 1 – Дисперсійні залежності для тонкого однорідного циліндра, отримані за допомогою рівнянь тонких оболонок та за допомогою МСЕ (8 елементів)

Частота, 10^3 c^{-1}	5	10	15	20	25	30
Фазова швидкість (рівняння тонких оболонок), 10^5 cm/c	3,652	3,485	2,612	1,219	0,781	0,694
Фазова швидкість (МСЕ), 10^5 cm/c	3,649	3,491	2,598	1,214	0,773	0,696

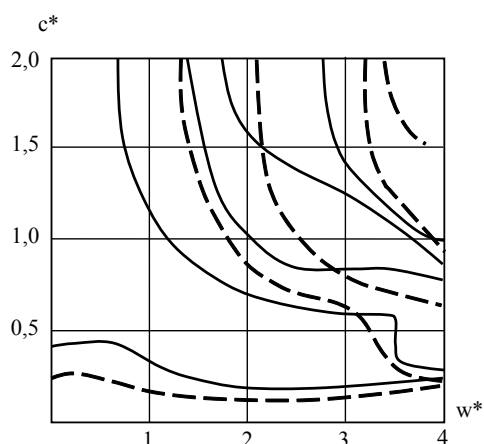


Рис. 1. Дисперсійні криві для невісесиметричних хвиль

Такий тип розподілу переміщень ілюструють наведені на рис. 2 залежності $u(r)/u_0$, $v(r)/v_0$ та $w(r)/w_0$ для частоти $\omega^* = 2,8$. Тут u_0, v_0, w_0 – амплітудні значення радіального, тангенціального та осевого переміщень зовнішньої поверхні циліндра.

Для даних залежностей має місце співвідношення $|u_0/v_0| = 11,2$, $|v_0/w_0| = 2,5 \cdot 10^{-2}$. Кожний з дисперсійних кривих відповідає свій розподіл переміщень по товщині циліндра.

На частотах $\omega_1^* = 1,1$ та $\omega_2^* = 3,8$ залежності переміщень від радіальної координати показані відповідно кривими 1 та 2 на рис. 3, а) для другої форми і на рис. 3, б) для третьої форми хвиль.

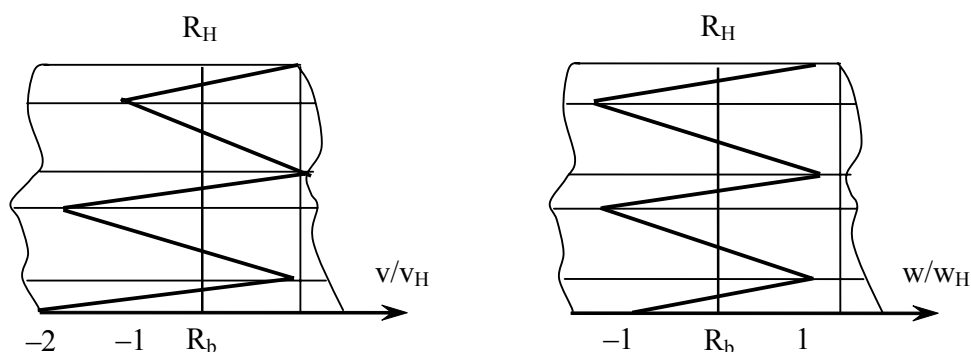
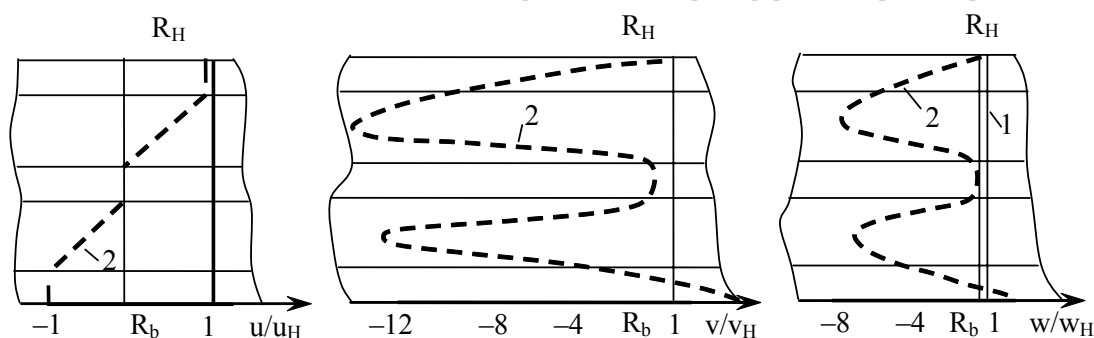
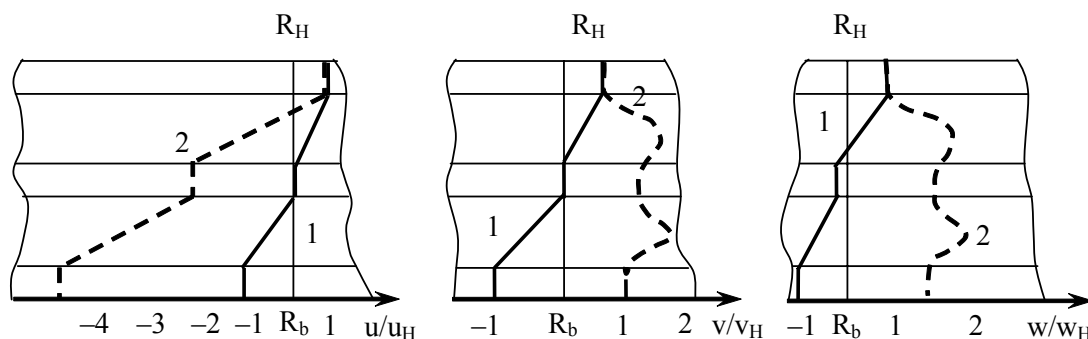


Рис. 2. Розподіл тангенціальних та осевих переміщень для першої форми дисперсійної кривої



а



б

Рис. 3. Розподіл нормальних, тангенціальних та осевих переміщень: а – друга форма дисперсійної кривої; б – третя форма дисперсійної кривої

Для другої форми на частоті $\omega_1^* \left| \frac{u_0}{v_0} \right| = 0,7$, $\left| \frac{v_0}{w_0} \right| = 2,18$, на частоті ω_2^* – ці співвідношення відповідно дорівнюють 14,3 та 19. Для третьої форми відповідні відношення дорівнюють 0,3 та 2,1 для ω_1^* , 0,18 та 4,82 для ω_2^* .

При $n = 2$ даним формам відповідає приблизно такий же розподіл переміщень.

Деякі обчислювальні труднощі при застосуванні запропонованої методики можуть виникнути у низькочастотній ($\omega^* < 0,3$) області через значну різницю у порядках елементів матриць $[C]$ та $\omega^2 [M]$.

Запропонована у даному дослідженні методика, що ґрунтується на застосуванні МСЕ, дає також можливість для дослідження розповсюдження вільних хвиль у циліндрах, складених з неоднорідних за товщиною шарів. У цьому випадку пружні сталі λ та μ , а також густина ρ матеріалу шару є функціями радіальної координати. Напруження та переміщення на кожному шарі задовольняють рівнянням (1), переміщення U , V , W визначаються формулами (2). Для визначення амплітудних множників $U(r)$, $V(r)$, $W(r)$ отримуємо систему диференціальних рівнянь (3), де пружні сталі входять у рівняння в перші доданки, що диференціюються за змінною r . У результаті застосування МСЕ у формі Гальоркіна отримуємо дисперсійне рівняння

$$\det[K] = 0,$$

де коефіцієнти матриці $[K]$ співпадають з наведеними вище для випадку сталих величин λ , μ та ρ .

Використання чисельного інтегрування дозволяє визначати дисперсійні залежності для циліндрів з змінними механічними характеристиками шарів. Як приклад застосування скінчено-елементної методики для циліндрів даного типу побудовані дисперсійні криві для системи, що складається з трьох тонких шарів високої щільності, розділених між собою шарами заповнювача, пружні сталі та густина яких змінюються по лінійному закону:

$$\lambda = \lambda_0 \alpha, \quad \mu = \mu_0 \alpha, \quad \rho = \rho_0 \alpha.$$

Тут $\alpha = r/R_1$, R_1 – радіус внутрішньої поверхні циліндра, λ_0 , μ_0 та ρ_0 відповідають аналогічним характеристикам матеріалу ПХВ.

Отримані дисперсійні залежності наведено на рис. 4. Криві, що показані суцільною лінією, відповідають значенню $n = 0$, пунктирні – $n = 1$.

Ці дисперсійні криві істотно не відрізняються від аналогічних кривих, побудованих для оболонки з постійними фізико-механічними характеристиками.

Значний практичний інтерес являє визначення мінімумів дисперсійних кривих. Знання цих мінімумів

дозволяє знаходити резонансні швидкості для задачі про деформування циліндра під дією навантаження, що рухається уздовж його осі з постійною швидкістю [5].

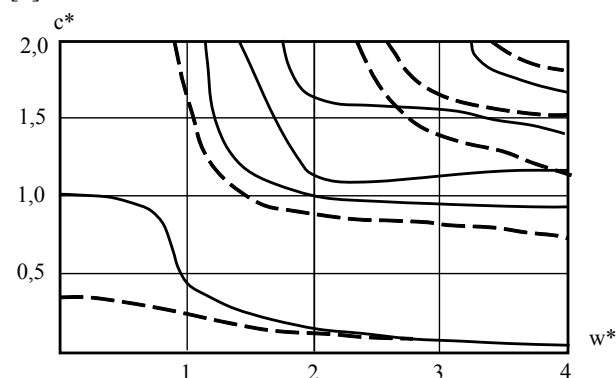


Рис. 4. Дисперсійні криві для невісесиметричних хвиль у циліндрі з неоднорідним по товщині заповнювачем

При використанні скінченоеlementної методики точність розрахунків контролювалася шляхом зіставлення результатів, що були отримані при збільшенні числа елементів, яке варіювалося від 7 до 11.

Такі чисельні експерименти показали збіжність прийнятої лінійної апроксимації при довжині лінійного елемента $h \rightarrow 0$, що узгоджується з оцінкою енергетичної норми похибки для лінійних елементів, які використовуються при дискретизації одновимірної області [3]:

$$\|E\| \leq \frac{h^2}{12} \int_0^h R^2 dx,$$

де E – енергетична норма похибки апроксимації на елементі, R – нев'язка (похибка) апроксимації розв'язку системи лінійних диференціальних рівнянь, що є обмеженою на кожному елементі, що впливає з неперервності розв'язку на відрізок інтегрування.

Висновки

Таким чином, використання багат шарових циліндрів як складових елементів конструкцій визначає необхідність побудови математичних моделей, що адекватно відображають їх статичні та динамічні характеристики, а також дозволяють застосовувати для їх розрахунку ефективні чисельні методи. Застосування МСЕ дозволяє отримувати чисельний розв'язок для ряду задач динаміки багат шарових елементів конструкцій, у тому числі визначення характеристик розповсюдження хвильових процесів у шаруватих структурах.

Здійснене дослідження дозволяє зробити такі висновки:

- застосування математичної моделі, яка дозволяє звести задачу дослідження розповсюдження пружних невісесиметричних хвиль до задачі інтегрування сукупності систем звичайних диференціальних рівнянь,

дає можливість використання для її розв'язування чисельної методики, що ґрунтується на застосуванні одновимірних скінчених елементів;

- розв'язування задачі при збільшенні кількості скінчених елементів, що використовуються для дискретизації області, дозволяє стверджувати про практичну збіжність МСЕ для даного класу задач;

- запропонований скінчено-елементний алгоритм можна ефективно використовувати для дослідження дисперсійних залежностей у циліндрах з неоднорідними за товщиною шарами.

Список літератури

1. Голоскоков Е. Г. Упругоакустические задачи динамики трехслойных конструкций / Е. Г. Голоскоков, С. Н. Бешенков. – М. : Машиностроение, 1992. – 196 с.

2. Горшков А. Г. Стационарные задачи динамики многослойных конструкций / А. Г. Горшков, В. И. Пожуев. – М. : Машиностроение, 1992. – 196 с.
3. Зенкевич О. Конечные элементы и аппроксимации / О. Зенкевич, К. Морган. – М. : Мир, 1986. – 318 с.
4. Бешенков С. Н. Осесимметричные свободные волны в многослойных цилиндрических оболочках / С. Н. Бешенков, М. И. Клименко // Динамика и прочность машин. – 1993. – Вып. 54. – С. 85–93.
5. Сисоев Ю. О. Дія вісесиметричного рухомого навантаження на багатопарову циліндричну оболонку / Ю. О. Сисоев, М. І. Клименко // Вісник Запорізького державного університету. – 2000. – №1. – С. 128–132.

Одержано 02.03.2011

Клименко М.И., Мухин В.В. Конечноеэлементная методика моделирования волновых процессов в многослойных цилиндрах

В статье предлагается методика исследования процессов распространения свободных упругих волн в бесконечных многослойных цилиндрах. Применение такой методики позволяет на основе единого алгоритма решать такие задачи для цилиндров, составленных из произвольного количества слоев без ограничений на их геометрические характеристики. Построены и исследованы дисперсионные зависимости между частотой и фазовой скоростью неосесимметричных свободных волн для пятислойных цилиндров.

Ключевые слова: метод конечных элементов, бесконечный многослойный цилиндр, свободные упругие волны, дисперсионная зависимость.

Klimenko M., Muhin V. The finite elements method of wave processes design in multi-layers cylinders

The research method of free resilient waves in endless multilayer cylinders distribution processes is offered. The applied method allows to solve the tasks using one algorithm for cylinders built of layers arbitrary quantity without limitation of their geometrical characteristics. Dispersion dependences between the frequency and phase velocity of free waves nonsymmetrical to the axis for five-layer cylinders are built and researched.

Key words: the finite elements method, infinite multi-layer cylinder, free resilient waves, dispersion dependences.

ПРЕДСТАВЛЕНИЕ РЕШЕНИЯ ДВУМЕРНОЙ ЗАДАЧИ ТЕРМОУПРУГОСТИ В УЛЬТРАСФЕРИЧЕСКИХ МНОГОЧЛЕНАХ

Предлагаются формы решения для термоупругого потенциала перемещений и решения двумерной нестационарной задачи теплопроводности в вариационной постановке. Подход к решениям основан на методе разделения переменных и представлении координатных функций в виде отрезков рядов по ультрасферическим многочленам.

Ключевые слова: базисные функции, многочлены Чебышева, задача теплопроводности, граничные условия, система линейных алгебраических уравнений.

Введение

Перемещения U^T в упругом теле, обусловленные полем температур, могут быть определены [1] как $U^T = \text{grad}\varphi$, где функция φ – термоупругий потенциал перемещений. Определение этой функции по известному распределению температуры Θ в теле является одним из основных моментов решения задачи термоупругости и находится как решение уравнения Пуассона, которое для случая плоского напряженного состояния имеет вид [1]

$$\nabla^2 \varphi = (1 + \nu)\alpha_T \Theta,$$

где ν и α_T – коэффициенты Пуассона и линейного расширения, соответственно.

Задача определения термоупругого потенциала может быть сведена к нахождению последовательности функций φ_n и Θ_n таких, что

$$\nabla^2 \varphi_n = c_n \Theta_n, \quad (1)$$

Представление соответствующих решений в виде

$$\varphi = \sum_{n=0}^N b_n \varphi_n, \quad \Theta = \sum_{n=0}^N a_n \Theta_n \quad (2)$$

позволяет определить потенциал φ непосредственно путем сравнения коэффициентов в (2).

Известно решение (1) для задач с осевой симметрией, когда поле температур и термоупругий потенциал представляются соответственно через функции Бесселя первого рода нулевого и первого порядка [1].

В работе [2] предложен метод решения нестационарных задач математической физики в вариационной постановке, основанный на разделении переменных. Искомое решение представляется отрезками рядов по известным базисным функциям, коэффициенты при

которых являются неизвестными функциями времени. В каждый момент времени эти коэффициенты считаются варьируемыми параметрами. Из необходимого условия экстремума получается система обыкновенных дифференциальных уравнений относительно неизвестных функций времени. В [3] этот метод применен для решения задач, обладающих осевой симметрией, при этом базисные функции непосредственно подбирались из условия удовлетворения граничным условиям. В данной работе, исходя из общих свойств ультрасферических многочленов, строятся последовательности базисных функций, связанных соотношением (1), которые позволяют удовлетворить граничным условиям задачи теплопроводности в общем случае.

Представление базисных функций

Функция $p_n = r^n f_n(t_\alpha)$ $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ $t_\alpha = \frac{\alpha}{r}$, $\alpha = x, y$, будет решением уравнения Лапласа

$$\nabla^2 p_n = r^{n-2} \left[(1-t^2) f_n'' - t f_n' + n^2 f_n \right] \quad (3)$$

если выражение в квадратных скобках обращается в ноль

$$(1-t^2) f_n'' - t f_n' + n^2 f_n = 0.$$

Последнее соотношение представляет собой дифференциальное уравнение для полиномов Чебышева первого рода $T_n(t)$. Эти полиномы являются предельным частным случаем для ультрасферических многочленов $P_n^{(\lambda)}$ при $\lambda = 0$ и определяются как [4]

$$\lim_{\lambda \rightarrow 0} \lambda^{-1} P_n^{(\lambda)} = \frac{2}{n} T_n(t). \quad (4)$$

Ультрасферические многочлены $P_n^{(\lambda)}(t)$ [4] удовлетворяют дифференциальному уравнению

$$(1-t^2)\frac{d^2}{dx}P_n^{(\lambda)}(t) - (2\lambda+1)t\frac{d}{dx}P_n^{(\lambda)}(t) + n(n+2\lambda)P_n^{(\lambda)}(t) = 0 \quad (5)$$

и для них имеет место рекуррентная формула

$$nP_n^{(\lambda)}(t) = 2(n+\lambda-1)tP_{n-1}^{(\lambda)}(t) + n(n+2\lambda)P_{n-1}^{(\lambda)}(t), \\ P_0^{(\lambda)}(t) = 1, \quad P_1^{(\lambda)}(t) = 2\lambda t. \quad (6)$$

Справедливы следующие соотношения между смежными полиномами и их производными

$$(1-t^2)\frac{d}{dt}P_n^{(\lambda)}(t) = -nP_n^{(\lambda)}(t) + (n+2\lambda-1)P_{n-1}^{(\lambda)}(t) = \quad (7)$$

$$= (n+2\lambda)tP_n^{(\lambda)}(t) - (n+1)P_{n+1}^{(\lambda)}(t) = \quad (8)$$

$$= 2\lambda(1-t^2)P_{n-1}^{(\lambda+1)}(t), \quad (9)$$

$$(n+\lambda)P_n^{(\lambda)}(t) = \lambda[P_{n+1}^{(\lambda+1)}(t) - P_{n-1}^{(\lambda+1)}(t)]. \quad (10)$$

Введем функцию

$$\Phi_{n\lambda} = r^n(1-t^2)^\lambda P_{n-2\lambda}^{(\lambda)} \quad n=0,1,\dots \quad (11)$$

и применим к ней оператор Лапласа. После цепочки преобразований с учетом последовательного применения соотношений (3), (5), (7), (6), (10) получаем

$$\nabla^2 \Phi_{n\lambda} = (n-1)(n-2)\frac{2\lambda}{2(\lambda-1)}r^{n-2}(1-t^2)^{\lambda-1}P_{n-2\lambda}^{(\lambda-1)}, \quad (12)$$

Следует отметить, что если функцию $\Phi_{n\lambda}$ представить в виде

$$\Phi_{n\lambda} = \frac{1}{(n-1)!}r^n(1-t^2)^\lambda P_{n-2\lambda}^{(\lambda)} \quad (13)$$

и учесть (7), то будут выполняться рекуррентные соотношения для производных

$$\frac{\partial \Phi_{n\lambda}}{\partial \alpha} = \Phi_{n-1\lambda}, \quad \alpha = x, y; \quad t = \frac{\alpha}{r}, \quad (14)$$

а формула (12) примет вид

$$\nabla^2 \Phi_{n\lambda} = \frac{\lambda}{\lambda-1}\Phi_{n-2\lambda-1}. \quad (15)$$

Таким образом, получено, что функции, определенные соотношением (11), удовлетворяют уравнению (1).

Рассмотрим три функции, которые получаются из (13) при частных значениях параметра λ .

1) Как отмечено выше, при $\lambda = 0$ многочлены $P_n^{(\lambda)}$ являются полиномами Чебышева первого рода $T_n(t)$ и гармоническая функция согласно (13) и с учетом предельного перехода (4) будет иметь вид

$$p_n(t) = \frac{1}{n!}r^n T_n. \quad (16)$$

2) Для случая $\lambda = 1$ определим согласно (13) функцию

$$g_n(t_x) = \frac{1}{(n-1)!}(1-t_x^2)r^n U_{n-2}(t_x), \quad (17)$$

где $U_n(t) = P_n^{(1)}(t)$ – полиномы Чебышева второго рода. Следует отметить, что при таком λ значение выражения (12) неопределенно. Используя предельный переход (4) получаем, что формула (10) устанавливающая связь между $P_n^{(1)}(t)$ и $P_n^{(0)}(t)$ будет иметь вид $2T_n(t) = U_n(t) - U_{n-2}(t)$, а соотношение (15) запишется как

$$\nabla^2 \Phi_{n1} = \nabla^2 g_n = 2p_{n-2}. \quad (18)$$

3) Введем для полиномов $P_n^{(\lambda)}$ при $\lambda = 2$ обозначение $K_n(t) = P_n^{(2)}$, и образуем из (13) функцию

$$f_n(t) = \frac{1}{(n-1)!}r^n(1-t^2)^2 K_{n-4}(t), \quad (19)$$

для которой согласно (12)

$$\nabla^2 f_n = 2g_{n-2}. \quad (20)$$

Таким образом, получаем, что если решение для температур ищется в виде отрезка ряда $\Theta = \sum_{n=0}^N a_n p_n$, то термоупругий потенциал задается как

$$\Phi = \beta \sum_{n=0}^N a_{n+2} g_{n+2}, \quad \text{а для представления } \Theta = \sum_{n=2}^N b_n g_n \text{ по-}$$

$$\text{лучим } \Phi = \beta \sum_{n=2}^N b_{n+2} f_{n+2}, \quad \text{где } \beta = \frac{1}{2}(1+\nu)\alpha_T.$$

Решение задачи теплопроводности

Рассмотрим задачу нестационарной теплопроводности, которая состоит в определении температуры $\Theta(x, y, t)$ в некоторой двумерной области Ω для произвольного момента времени $t > t_0$.

Функция Θ удовлетворяет уравнению теплопроводности

$$\frac{\partial \Theta}{\partial \tau} = \nabla^2 \Theta \quad (21)$$

краевым условиям на части границы тела Γ_T

$$\Theta|_{\Gamma_T} = F, \quad (22)$$

на части границы тела Γ_q

$$-\lambda \frac{\partial \Theta}{\partial \bar{n}}|_{\Gamma} = q \quad (23)$$

и начальному условию

$$\Theta(x, y, \tau_0) = \Theta_0. \quad (24)$$

Уравнение (21), граничные условия (22), (23) и начальное условие (24) записаны в безразмерной форме [5]

$$\bar{x} = \frac{x}{L}, \bar{y} = \frac{y}{L}, \tau = t \frac{1}{L^2} \frac{\lambda}{c\rho}, \bar{\Theta} = (\Theta - \Theta_*) / \Theta_*, \bar{q} = \frac{qL}{\lambda\Theta_*}.$$

Здесь λ – коэффициент теплопроводности, c – удельная теплоемкость, ρ – плотность вещества тела, L – характерный размер тела, $\bar{n}$ – направление внутренней нормали к границе, Θ_* – температура окружающей среды, F, q, Θ_0 – заданные функции.

Решение ищется в виде

$$\Theta = \sum_{k=0}^K a_k(\tau) \Theta_k, \quad (25)$$

где Θ_k – выбранные определенным образом базисные функции. После приближенной замены производной по времени при помощи правой разности

$$\frac{\partial \Theta}{\partial \tau} = \frac{1}{\Delta \tau} \left[\sum_{n=0}^K a_k(\tau_i) \Theta_k - \sum_{n=0}^K a_k(\tau_{i-1}) \Theta_k \right] \quad (26)$$

задача сводится к определению функций $a_k(\tau_i)$ для фиксированного значения времени τ_i . Здесь $\Delta \tau$ – шаг по времени, $\tau_i = \tau_{i-1} + \Delta \tau$, i – номер временного слоя.

Значение коэффициентов $a_k(\tau_i)$, предполагаются известными из решения задачи для момента времени τ_{i-1} .

Образуем базис из функций $p_n(t)$ и $g_n(t)$, $t = t_x, t_y$, определенных соотношениями (16), (17) т.е. из гармонических и бигармонических функций. Необходимо отметить, что из рекуррентных формул для полиномов Чебышева первого и второго рода следует, что функции $p_{2m}(t_x)$ и $p_{2m}(t_y)$ являются линейно зависимыми

$$p_{2m}(t_x) = -\frac{1}{2m} [g_{2m}(t_x) + (-1)^m g_{2m}(t_y)] \quad m = 1, 2, \dots$$

и в решение включаться не могут. Определим, набор базисных функций в решении (25) как

$$\Theta_0 = 1 = p_0, \quad \Theta_{k+1} = p_{2k+1}(t_x), \quad \Theta_{m+1} = p_{2k+1}(t_y) \quad (27)$$

$k = 0, 1, \dots, \tilde{N}$, $m = k + \tilde{N} + 2$, $\tilde{N} = \left[\frac{N+1}{2} \right]$ – результат деления нацело.

$$\Theta_i = q_k(t_x), \quad \Theta_j = q_k(t_y), \quad k = 2, 3, \dots, N, \quad j = i + N - 1. \quad (28)$$

В эквивалентной вариационной постановке задача (21)–(24) сводится к поиску решения (25), которое доставляет минимум функционалу [5]

$$J = \int_{\Omega} \Theta \frac{\partial \Theta}{\partial \tau} d\Omega + \frac{1}{2} \int_{\Omega} (\nabla \Theta)^2 d\Omega - \int_{\Gamma} \Theta \frac{\partial \Theta}{\partial n} d\Gamma, \quad (29)$$

при этом предполагается, что граничные условия для температуры выполнены.

Условие минимума функционала (29)

$$\frac{\partial J}{\partial a_m} = 0$$

позволяет составить систему линейных алгебраических уравнений относительно коэффициентов $a_m(\tau)$.

При дифференцировании первого слагаемого в (29)

по a_m , считается, что производная $\frac{\partial a_k}{\partial \tau}$ варьированию не подлежит. В результирующей системе линейных алгебраических уравнений (СЛАУ)

$$\sum_k A_{mk} a_k = B_m \quad (30)$$

коэффициенты матрицы и вектор правых частей вычисляются соответственно как

$$A_{mk} = \tilde{A}_{mk} + \Delta \tau \int_{\Omega} \left(\frac{\partial \Theta_m}{\partial x} \frac{\partial \Theta_k}{\partial x} + \frac{\partial \Theta_m}{\partial y} \frac{\partial \Theta_k}{\partial y} \right) d\Omega,$$

$$\tilde{A}_{mk} = \int_{\Omega} \Theta_m \Theta_k d\Omega, \quad B_m = \Delta \tau \int_{\Gamma} q \Theta_m d\Gamma + \sum_k a_k(\tau) \tilde{A}_{mk}.$$

Описанный метод был применен для решения нескольких задач. В первой задаче была рассмотрена пластина в форме единичного квадрата $0 \leq x \leq 1$, $0 \leq y \leq 1$ с начальным условием $\Theta(0, x, y) = 0$ и граничными условиями $q(0, y) = 1$, $q(x, 0) = 1$, $q(1, y) = 0$, $q(x, 1) = 0$. На рис. 1 приведено распределение температуры по пластине для моментов времени $\tau = 0,1$ и $\tau = 0,5$.

Сравнение результатов, полученных данным методом и при помощи метода переменных направлений (МПН) показывает, что отличие составляет не более 2 %. Сопоставление проводилось при значении шага по времени $\Delta \tau = 0,01$, а параметр сетки в МПН был принят равным 0,02.

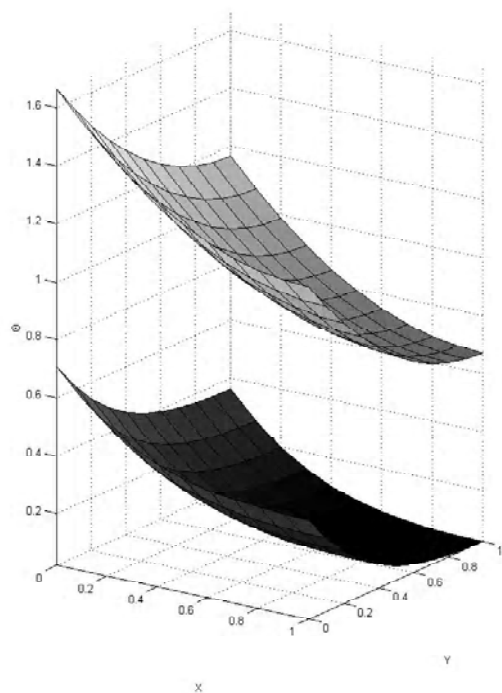


Рис. 1.

Если на части поверхности тела Γ_T заданы краевые условия в форме (22), т. е. $\Theta(\bar{r}, \tau) = F(\bar{r}, \tau)$, то выполнение этих условий может быть удовлетворено в смысле наименьших квадратов. В этом случае элементы матрицы и вектора правых частей результирующей СЛАУ получаются суммированием взятых с некоторыми весовыми коэффициентами соответствующих величин в (30) и определенных, согласно методу наименьших квадратов элементов матрицы и вектора правых частей

$$A_{mk}^T = \int_S \Theta_m \Theta_k dS, \quad B_m^T = \int_S \Theta_m F dS.$$

Определения весовых коэффициентов может быть построено в виде итерационного процесса. С другой стороны, граничные условия для температуры в точке границы p_0 $\Theta(\tau_i, p_0) = \Theta_0(p_0)$ могут быть приближенно заменены условиями для потока

$$q(p_0) = \frac{1}{h} (\Theta_0(p_0) - \Theta(p_0 - h)), \quad (31)$$

где точка $p_0 - h$ находится внутри тела на расстоянии h от p_0 , измеряемого по нормали к границе.

При помощи такого подхода была решена задача определения температурного поля квадратной пластины с начальным условием $\Theta(0, x, y) = 1 + x^2 + y^2$. На краях $x = 0$ и $x = 1$ заданы условия теплоизоляции $q = 0$, на сторонах $y = 0$ и $y = 1$ – фиксирова-

лась температура начального условия. Значение параметра h в (31) было принято равным 0,1. Характер изменения температуры для моментов времени, $\tau = 0,04$ (верхняя поверхность) и $\tau = 0,5$ (нижняя) показан на рис. 2.

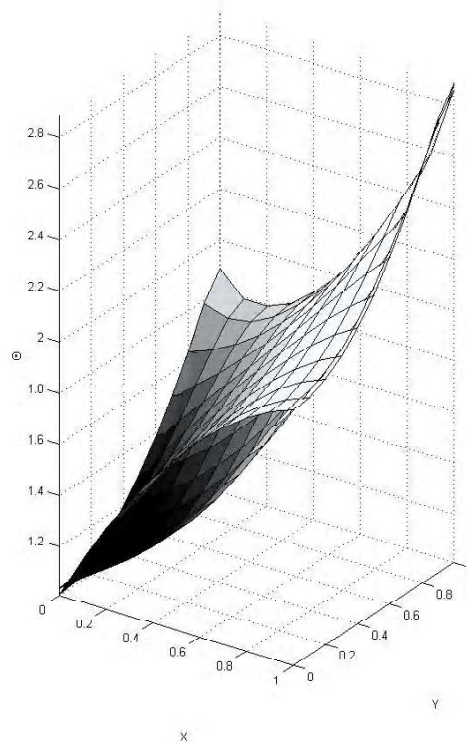


Рис. 2.

В этом случае максимальное отличие результатов от полученных МПН, имеет место в угловых точках, где составляет величину порядка 5 %. На рис. 3, а приведено распределение температур в сечении $y = 1$. Соответствующее относительное отклонение между двумя решениями для этого случая показано на рис. 3, б.

В третьей задаче была рассмотрена эллиптическая пластина с полуосями эллипса $a = 1, b = 0,5$ с начальным условием $\Theta(0, x, y) = 0$ и граничными условиями $q(\varphi) = 0, 0 \leq \varphi \leq \pi, \theta(\tau, \varphi) = \tau, \pi \leq \varphi \leq 2\pi$.

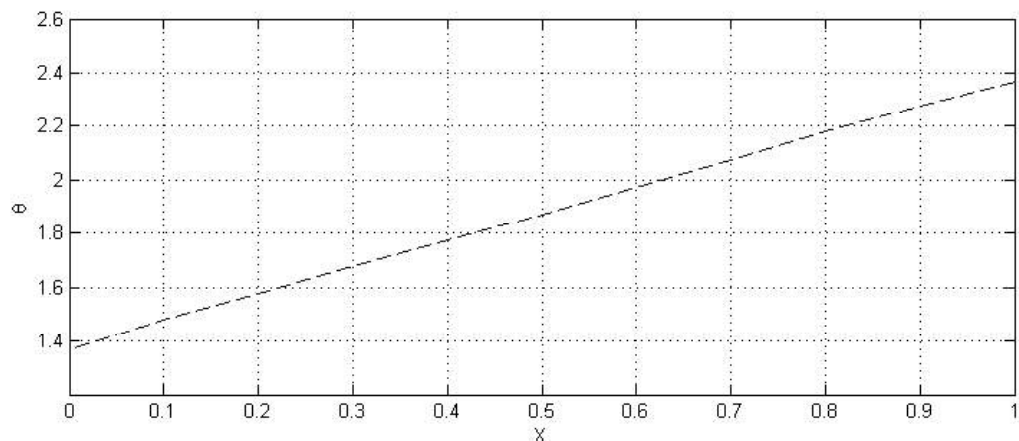
Характер изменения функции температуры в этой задаче для моментов времени $\tau = 0,2$ и $\tau = 0,5$ приведены на рис. 4 и рис. 5 соответственно.

Для первой и третьей задач длина базиса в (28) была принята $N = 12$, что соответствует СЛАУ с 39 неизвестными. Для второй задачи значения этих параметров были приняты равными 18 и 57 соответственно. Решение всех трех проводилось при значениях шага по времени $\Delta\tau = 0,01; 0,02$ и $0,05$. Следует отметить, что результаты, соответствующие различным значениям этого параметра, между собою практически не отличаются.

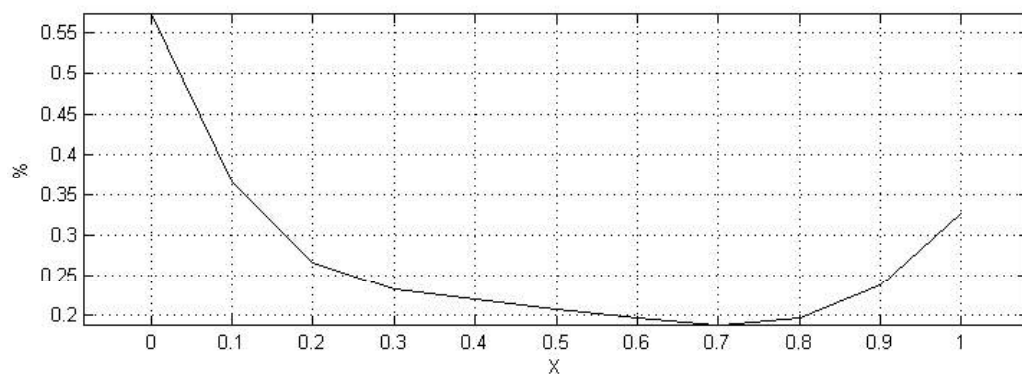
Выводы

Таким образом, получено, что предлагаемая форма базисных функций позволяет с достаточной степенью точности получить решение задачи теплопровод-

ности для различных случаев граничных условий, а значит определить температурные перемещения и напряжения в упругом теле.



а



б

Рис. 3.

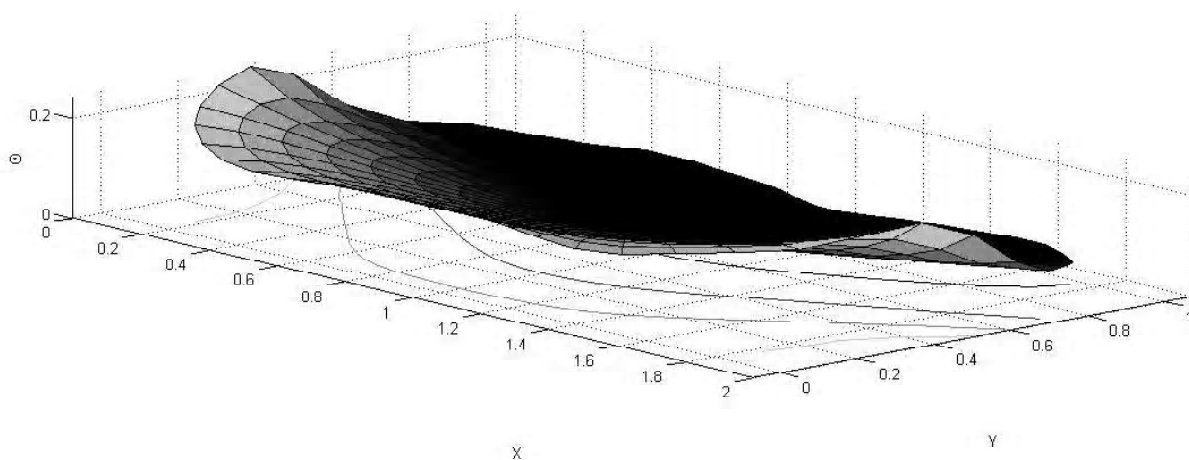


Рис. 4.

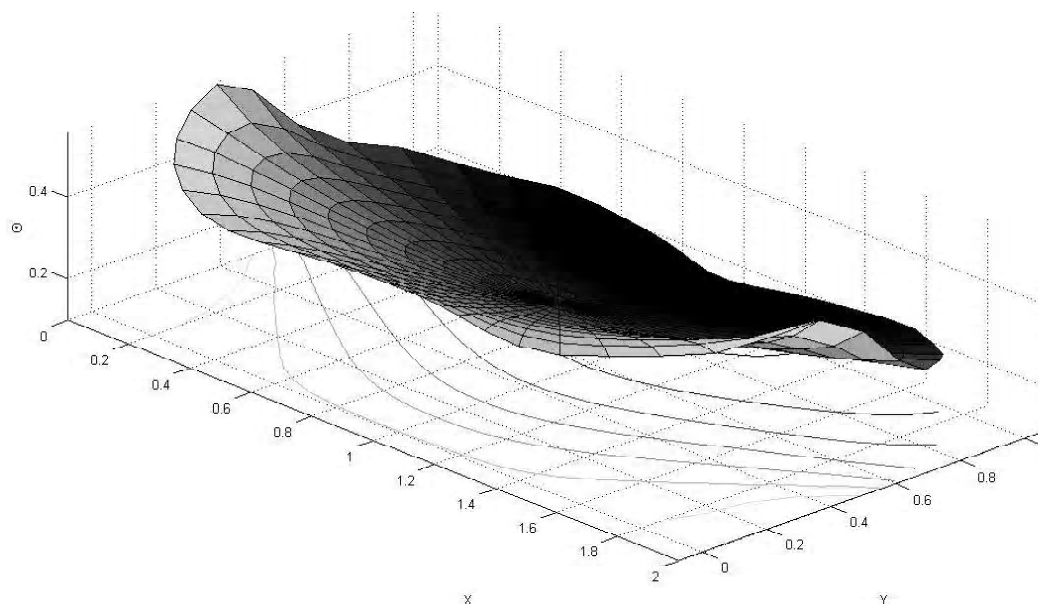


Рис. 5.

Список литературы

1. Коваленко А. Д. Термоупругость / А. Д. Коваленко. – К. : Издательское объединение «Вища школа», 1975. – 216 с.
2. Колмогоров В.Л. Метод расчета напряженно-деформированного состояния в общей краевой задаче развитого течения / В. Л. Колмогоров // Вестник ПГТУ. Механика. – 1995. – № 2. – С. 87–98.
3. Колмогоров В. Л. Решение нестационарных температурных и термомеханических задач методом разделения переменных в вариационной постановке / [В. Л. Колмогоров, В. П. Федотов, Л. Ф. Спевак и др.] // Вестник Сам. гос. техн. ун-та. Сер. : Физ.-мат. науки. – 2006. – № 42. – С. 72–75.
4. Сеге Г. Ортогональные многочлены / Г. Сеге. – Гос. изд-во физ.-мат. лит., 1962. – 500 с.
5. Беляев Н. М. Методы теории теплопроводности. Ч. 1. / Н. М. Беляев, А. А. Рядно. – М. : Высш. школа, 1982. – 327 с.

Одержано 29.12.2010

Заяц В.І., Новікова О.С. Представлення рішення двовимірної задачі термопружності в ультрасферичних багаточленах

Пропонуються форми рішення для термопружного потенціалу переміщень та рішення двовимірної нестационарної задачі теплопровідності у варіаційній постановці. Підхід до рішень ґрунтується на методі відокремлення змінних і подання координатних функцій у вигляді відрізків рядів по ультрасферичних багаточленах.

Ключові слова: базисні функції, многочлени Чебишева, задача теплопровідності, граничні умови, система лінійних алгебраїчних рівнянь.

Zayats V., Novikova O. Dimensional problem of thermoelasticity in ultraspherical polynomials solution

Forms of solution for the thermoelastic displacement potential and the solution of two-dimensional unsteady heat conduction problem in the variational formulation are offered. The solutions are based on the variables separation method and the coordinate functions representation in form of series of ultraspherical polynomials segments.

Key words: basis functions, Chebyshev polynomials, the problem of heat conduction, boundary conditions, the system of linear algebraic equations.

КИНЕМАТИКА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ЭВОЛЬВЕНТНОЙ И ТРОХОИДАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ

Проведен анализ существующих методов формообразования зубчатых колес. Предложен метод нарезания цилиндрических прямозубых колес на токарном обрабатывающем центре методом высокоскоростного концевой фрезерования. Разработана математическая модель формообразования зуба сферической концевой фрезой. Приведены рекомендации по выбору режущего инструмента для реализации предложенного метода зубообработки.

Ключевые слова: высокоскоростное фрезерование, концевая сферическая фреза, зубообработка, прямозубое цилиндрическое колесо, эвольвента, математическая модель.

Введение

Одной из важнейших задач технического прогресса в машиностроении является проектирование и изготовление конкурентоспособных машин и механизмов и наделение их высокими технико-экономическими показателями. Решение этой задачи в значительной степени зависит от качества и эффективности изготовления и сборки основных деталей машин и механизмов. К этим деталям относятся и зубчатые передачи, которые имеют исключительно широкое распространение во многих отраслях машиностроения. Среди применяемых типов зубчатых передач доминирующее положение (около 85 %) занимают прямозубые и косозубые цилиндрические передачи внешнего зацепления.

В современных условиях развития машиностроительной продукции требования к цилиндрическим зубчатым передачам по точности изготовления, модификации формы зуба, надежности и долговечности их эксплуатации постоянно повышаются.

В связи с этим возникает необходимость поиска новых технологических решений, обеспечивающих эффективную обработку цилиндрических зубчатых передач с использованием современного станочного оборудования и инструмента.

Постановка задачи

Традиционно у большого числа зубчатых колес применяемых в современном машиностроении, профиль зуба выполнен по эвольвенте. Теория эвольвентных зубчатых зацеплений к настоящему моменту достаточно полно разработана, в особенности благодаря работам В. А. Гавриленко, Э. Б. Вулгакова, И. А. Болотовского и их многочисленных учеников. Учеными всего мира активно ведутся исследования направленные на повышения качества и эффективности изготовления зубчатых колес. Значительные результаты в этой

области были достигнуты С. Н. Калашниковым, Г. И. Коганом, Л. Н. Решетовым и другими учеными, заложивших основы зуборезных зацеплений. Перепелица Б. А. уделил большое внимание теории формообразования поверхностей резанием. В развитие методов обработки резанием большой вклад внесли и А. М. Дальский, М. И. Клушин, В. Н. Подураев, О. А. Розенберг, Ю. Г. Шнейдер, В. А. Гречишников, Н. М. Капустин, Г. И. Грановский, А. М. Вульф, В. И. Апраксина, В. В. Бушуев, М. Б. Гордон и другие ученые. Работы Б. С. Балакшина, А. И. Каширина, И. М. Колесова, П. Соколовского, А. А. Маталина и других ученых, позволили раскрыть проблемы производительности обработки изделий в машиностроении.

Однако, несмотря на выполненные работы в научно-технической литературе недостаточно обобщены и проанализированы последние достижения в области процесса высокоскоростного фрезерования зубчатых колес. Не рассмотрены вопросы разработки новых технологий обработки зубчатых колес с применением высокоскоростной обработки, не рассмотрены потенциальные возможности таких технологий в повышении качества и производительности обработки.

Традиционные методы изготовления зубчатых колес

Перед представлением предлагаемого нами метода обработки прямозубых цилиндрических колес, рассмотрим традиционные методы их формообразования.

По ГОСТ 1643–81 установлено 12 степеней точности зубчатых колес передач (в порядке убывания точности) [1]. Основными материалами для зубчатых колес служат термически обрабатываемые стали (реже применяют чугуны и пластические массы) с последующим выполнением точения, протягивания (долбления), зубофрезерования, шевингования, закаливания, шлифования (рис. 1).

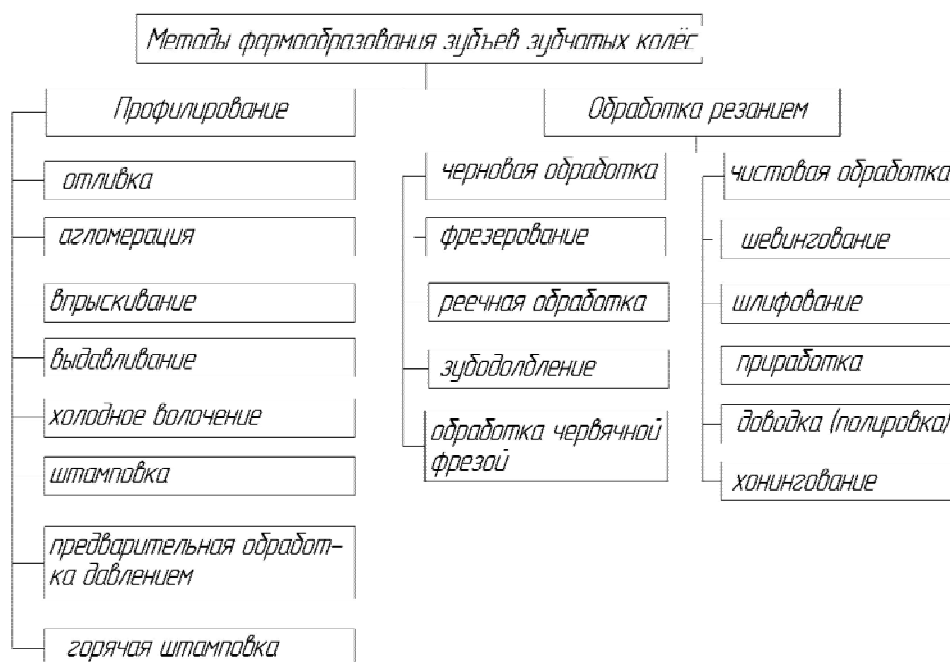


Рис. 1. Классификация методов формообразования зубчатых колес

Методы изготовления зубчатых колёс	
Метод обкатки	Метод следа (копирования)
Формообразующий инструмент: 1. Долбяк. 2. Червячная фреза. 3. Гребёнка (инструментальная рейка).	Формообразующий инструмент: модульный инструмент: 1. Пальцевая фреза. 2. Дисковая фреза.
Недостаток метода: 1. Образование наклепаного поверхностного слоя, который после окончания обработки изменяет свои размеры.	Основные недостатки метода: 1. Низкая точность. 2. Сложность изготовления формообразующего инструмента. 3. Большая инструментальная номенклатура – в наборе одного модуля (и основного шага) до 26 инструментов. 4. Низкая производительность.

Рис. 2. Основные методы изготовления зубчатых колес

На сегодняшний день существует два основных метода обработки зубчатых колес (черновая обработка): метод обкатки и метод копирования (рис. 2).

Традиционно обработка зубчатых колес обеспечивается специальным зубообрабатывающим оборудованием, которое различается по виду обработки и инструменту, по назначению и по степени шероховатости обработанной поверхности. В соответствии с существующими на сегодняшний день методами обработки зубчатых колес невозможно обеспечить технологический процесс их изготовления на одном оборудовании, а значит невозможно избежать погрешностей переустановки и базирования, следовательно, обеспечить высокое качество и точность обрабатываемой поверхности.

Высокоскоростная обработка зубчатых колес на горизонтальном обрабатывающем центре

Как известно зубчатые колеса не являются теми конструкционными элементами, которые традиционно обрабатываются на токарных станках. Однако проведенный нами анализ кинематических возможностей современных горизонтальных токарных обрабатывающих центров дал возможность сделать вывод, что оснащение и кинематика современного оборудования позволяют решить такую задачу и опровергнуть устоявшиеся представления.

На современном пятикоординатном токарном обрабатывающем центре высокоскоростная обработка цилиндрического прямозубого колеса сферической

фрезой может быть обеспечена двумя стратегиями либо горизонтальной (рис. 3, б), либо вертикальной (рис. 3, а). Для этого необходимо подготовить САМ программу, генерирующую обработку одного зуба, обработка последующих зубьев будет осуществляться повтором программы после поворота обрабатываемой детали на определенный угол, обеспечиваемый высокоточным делительным устройством (которым оснащены все современные обрабатывающие центры). В данной работе рассмотрим теорию формообразования цилиндрического прямозубого колеса в соответствии с вертикальной стратегией обработки.

Обработка зубчатых колес из термически обрабатываемых сталей методом высокоскоростного фрезерования позволит получать конечную продукцию высокого качества, сократить время производства детали и принципиально изменить технологический процесс их изготовления.

Выбор инструмента

При выборе режущего инструмента для обработки цилиндрического прямозубого колеса необходимо учитывать ряд характеристик обрабатываемого изделия. Диаметр требуемой сферической фрезы определяем с учетом минимальной ширины реечного инструмента,

которым в обычных условиях обработки формируют впадину между соседними зубьями (рис. 4). Минимальную ширину реечного инструмента и диаметр фрезы вычисляем по формуле, предложенной в работе [3]:

$$W = \frac{\pi}{2} \cdot m - 2,50 \cdot m \cdot \tan \alpha, \quad (1)$$

где m и α модуль и угол исходного профиля зубчатого колеса соответственно.

Для исключения «закусывания» фрезы, что может привести к ее поломке, необходимо соблюдать условие $d_{p.u.} \leq d_W$. Полученный результат округляем до ближайшего целого значения, которое послужит ограничением по выбору диаметра режущего инструмента (d_{max}). В результате исследования современного инструментального рынка мы определили, что минимальный диаметр сферической фрезы равен 2 мм. Таким образом, введем ограничение по выбору диаметра сферической фрезы для обработки цилиндрического прямозубого колеса:

$$2 \leq d_{p.u.} \leq d_{max}. \quad (2)$$

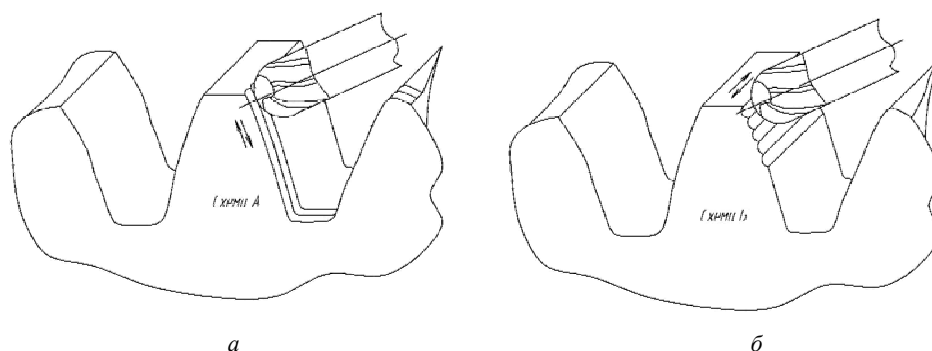


Рис. 3. Стратегии обработки цилиндрического прямозубого колеса на пятикоординатном обрабатывающем центре:
схема а – вертикальная стратегия обработки, схема б – горизонтальная стратегия обработки

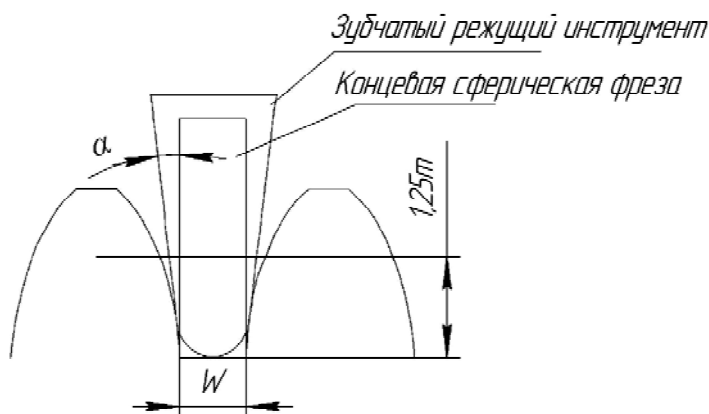


Рис. 4. Соотношение концевой фрезы и зубчатого режущего инструмента

Уравнения траектории движения инструмента для обработки боковых поверхностей зуба прямозубого цилиндрического колеса

Учитывая правила построения эвольвенты и ее свойства [4, 5], мы получили уравнения определяющие координаты любой точки на эвольвентной кривой (рис. 5, 6). Из рис. 5 дуга AB может быть представлена выражением:

$$AB = R_{з.к.} \cdot (\alpha_n + \psi) = BT = R_{з.к.} \cdot \tan \alpha_n. \quad (3)$$

Функцию эвольвенты представим выражением $\psi = \text{inv} \alpha_n = \tan \alpha_n - \alpha_n$, где $\text{inv} \alpha_n$ – функция эвольвенты. Координаты точки T на эвольвенте цилиндрического прямозубого колеса определяем посредством параметрических уравнений (4–6):

$$XT = r_n \cdot \cos(\text{inv} \alpha_n), \quad (4)$$

$$YT = r_n \cdot \sin(\text{inv} \alpha_n), \quad (5)$$

$$ZT = b, \quad (6)$$

где b – ширина зубчатого венца прямозубого цилиндрического колеса.

Следует отметить, что САМ программа обработки цилиндрического прямозубого колеса, подготовленная согласно уравнениям (4–5), не может обеспечить получение требуемого изделия, так как не учтен размер режущего инструмента (радиус концевой сферической фрезы), что в свою очередь приведет к грубым ошибкам обработки и к браку изготовления.

Для предотвращения погрешностей обработки на этапе проектирования технологического процесса изготовления зубчатого колеса мы определили координаты радиуса концевой сферической фрезы:

$$\Delta Rx_{p.u.} = R_{p.u.} \cdot \sin(\alpha_n + \text{inv} \alpha_n), \quad (7)$$

$$\Delta Ry_{p.u.} = R_{p.u.} \cdot \cos(\alpha_n + \text{inv} \alpha_n). \quad (8)$$

Путем математических операций мы получили параметрические уравнения определяющие траекторию движения инструмента для правого фланга зуба прямозубого цилиндрического колеса:

$$XT_{p.u.} = r_n \cdot \cos(\text{inv} \alpha_n) + R_{p.u.} \cdot \sin(\alpha_n + \text{inv} \alpha_n), \quad (9)$$

$$YT_{p.u.} = r_n \cdot \sin(\text{inv} \alpha_n) - R_{p.u.} \cdot \cos(\alpha_n + \text{inv} \alpha_n), \quad (10)$$

$$ZT_{p.u.} = b, \quad (11)$$

где угол α_n определен как $0 \leq \alpha_n \leq \alpha_{\max}$, а радиус r_n представлен как $R_{з.к.} \leq r_n \leq r_0$ (r_0 – радиус вершины зубьев).

Угол $\alpha_{\max}$ вычисляется по формуле:

$$\alpha_{\max} = \cos^{-1} \left(\frac{R_{з.к.}}{r_0} \right). \quad (12)$$

Радиус r_n определяем из выражения:

$$r_n = \frac{R_{з.к.}}{\cos \alpha_n}. \quad (13)$$

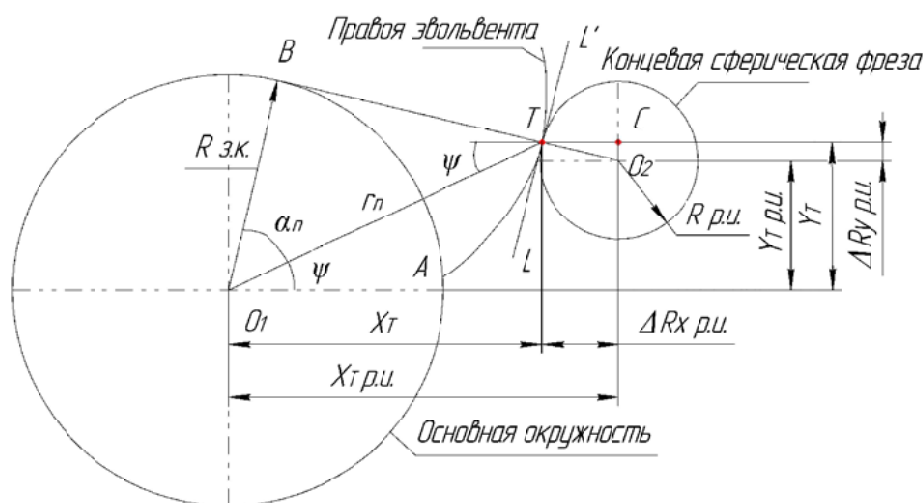


Рис. 5. Расположение концевой фрезы на правой эвольвенте (вид в плане)

При обработке правого фланка зуба концевой сферической фрезы вдоль оси z изменение параметра b можно представить как $0 \leq b_n \leq b_{\max}$. $b_{\max}$ – максимальная ширина зубчатого венца прямозубого цилиндрического колеса.

Симметрическая модель эвольвенты, описывающая профиль зуба цилиндрического прямозубого колеса, может быть получена следующими вычислениями (рис. 6, 7):

$$X_T' = r_n \cdot \cos(2\text{inv}\alpha_{\max} + \gamma + \text{inv}\alpha_n), \quad (14)$$

$$Y_T' = r_n \cdot \sin(2\text{inv}\alpha_{\max} + \gamma - \text{inv}\alpha_n), \quad (15)$$

$$Z_T' = b. \quad (16)$$

Тогда из треугольника $C'T'O_2$ значение радиуса режущего инструмента определим следующим образом:

$$\Delta R x'_{p.u.} = R_{p.u.} \cdot \sin(\alpha_n - \varphi), \quad (17)$$

$$\Delta R y'_{p.u.} = R_{p.u.} \cdot \cos(\alpha_n - \varphi). \quad (18)$$

Параметрические уравнения траектории движения инструмента при обработке левой боковой поверхности зуба после ряда преобразования получили следующий вид:

$$X'_{Tp.u.} = r_n \cdot \cos(2\text{inv}\alpha_{\max} + \gamma + \text{inv}\alpha_n) + R_{p.u.} \cdot \sin(\alpha_n - \varphi), \quad (19)$$

$$Y'_{Tp.u.} = r_n \cdot \sin(2\text{inv}\alpha_{\max} + \gamma - \text{inv}\alpha_n) + R_{p.u.} \cdot \cos(\alpha_n - \varphi), \quad (20)$$

$$Z'_{Tp.u.} = b. \quad (21)$$

Из рис. 6, 7 для формул (19) и (20) угол φ представим, как $\varphi = 2\text{inv}\alpha_{\max} + \gamma - \text{inv}\alpha_n$. В случае, если инструмент при обработке левой боковой поверхности зуба движется от корня зуба к окружности вершин

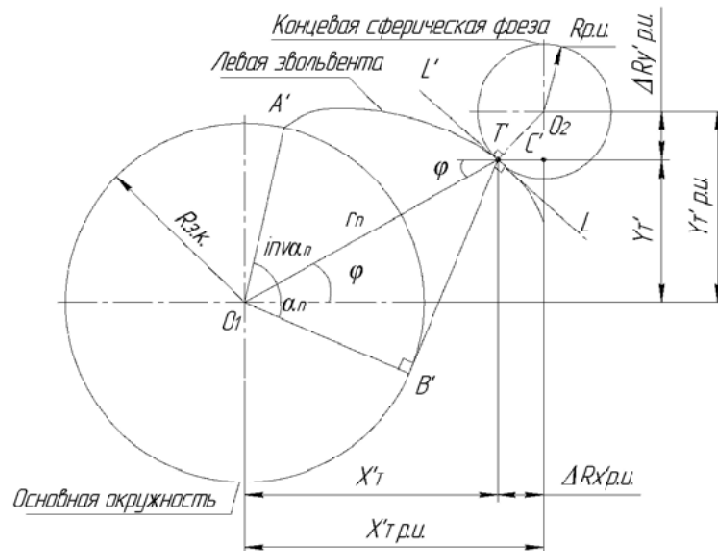


Рис. 6. Расположение концевой фрезы на левой эвольвенте (вид в плане)

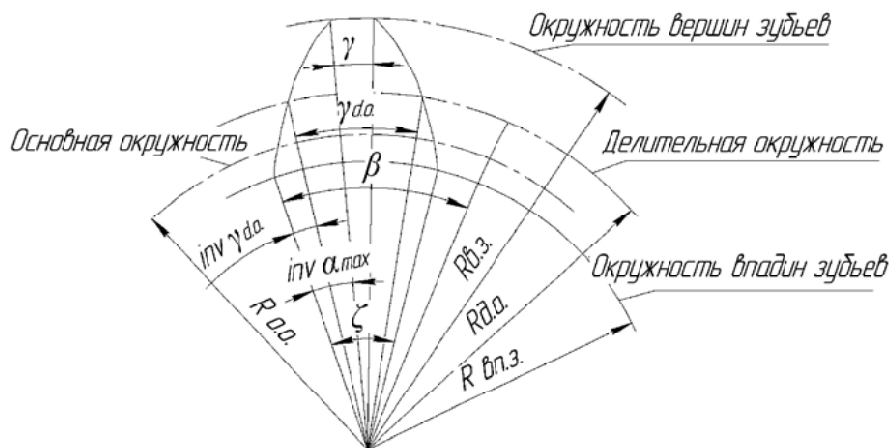


Рис. 7. Проекция двух эвольвент прямозубого колеса

зубьев, то согласно рис. 7 угол γ можем представить как $\gamma = \gamma_{d.o.} - 2 \cdot (\text{inv}\alpha_{\max} - \text{inv}\gamma_{d.o.})$.

Для доработки математической модели процесса формирования цилиндрического прямозубого колеса методом высокоскоростного фрезерования воспользуемся матричным выражением законов движения тел [6, 7]. Так при подготовке САМ программы необходимо учитывать, что уравнения (9)–(11), (19)–(21) позволяют обеспечить обработку только одного профиля зуба. Обработка последующих N зубьев обеспечивается поворотом изделия в плоскости XU на определенный угол. Поворот обрабатываемого изделия обеспечим матрицей поворота вектора, которые характеризуются углом поворота и ортом, идущим по оси вращения

$$\begin{bmatrix} X_{np} \\ Y_{np} \\ Z_{np} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\beta_k & -\sin\beta_k & 0 \\ \sin\beta_k & \cos\beta_k & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} X_{Tp.u.} \\ Y_{Tp.u.} \\ Z_{Tp.u.} \end{bmatrix}, \quad (22)$$

$$\begin{bmatrix} X_{лв} \\ Y_{лв} \\ Z_{лв} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\beta_k & -\sin\beta_k & 0 \\ \sin\beta_k & \cos\beta_k & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} X'_{Tp.u.} \\ Y'_{Tp.u.} \\ Z'_{Tp.u.} \end{bmatrix}, \quad (23)$$

где $k = 1, \dots, N$, N – количество зубьев колеса, угол

β_k может быть определен, как $\beta_k = \frac{(k-1) \cdot 2\pi}{N}$.

В представленной работе трохоида поверхности зуба была принята равной радиусу обрабатывающего инструмента.

Выводы

В современных условиях развития рыночной экономики потребитель требует высокое качество продукции, производитель, в свою очередь, стремиться уменьшить затраты на изготовления этой продукции. Для удовлетворения всех потребностей возникает необходимость поиска новых технологических решений. В представленной работе мы предлагаем альтернативный

метод обработки цилиндрического прямозубого колеса на токарном обрабатывающем центре методом высокоскоростного концевой фрезерования (с вертикальной или горизонтальной стратегией обработки). Переход на высокоскоростную обработку зубчатых колес позволит без операции шлифования получить высокое качество продукции, таким образом, принципиально поменять технологический процесс зубообработки.

На основании разработанной в представленной работе математической модели формообразования зуба цилиндрического прямозубого колеса, посредством вертикальной стратегии обработки, нами ведется разработка САМ программы, которая позволит обеспечить гибкость производства зубчатых колес как стандартного, так и нестандартного профиля.

Список литературы

1. Передачи зубчатые цилиндрические. Допуски : ГОСТ 1643-81. – [Действительный от 1-07-81]. – М. : Госкомитет СССР по стандартам, 1981. – 75 с.
2. Маслов Д. П. Технология машиностроения [Текст] / Д. П. Маслов, В. В. Данилевский, В. В. Сасов. – М. : Машгиз, 1957. – 424 с.
3. Cihan Özel. An Investigation on Manufacturing of The Straight Bevel Gear Using End Mill by CNC Milling Machine/ C. Özel, A. Inan, L.Ozler // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2005. – № 127(3). – P. 503–511.
4. Болотовский И. А. Справочник по геометрическому расчету эвольвентных зубчатых и червячных передач [Текст] / И. А. Болотовский. – М. : Машиностроение, 1986. – 448 с.
5. Цилиндрические эвольвентные зубчатые передачи внешнего зацепления [Текст] / [И. А. Болотовский, Б. И. Гурьев, В. Э. Смирнов, Б. И. Шендерей]. – М. : Машиностроение, 1974. – 205 с.
6. Перепелица Б. А. Отображения аффинного пространства в теории формообразования поверхностей резанием [Текст] / Б. А. Перепелица. – Х. : Вища школа, 1981. – 152 с.
7. Шевелева Г. И. Теория формообразования и контакта движущихся тел: Монография [Текст] / Г. И. Шевелева. – М. : МГТУ имени Баумана, 1999. – 490 с.

Одержано 18.01.2011

Басова Є.В., Добротворський В.В. Кінематика формоутворення евольвентної і трохіодальної поверхонь при високошвидкісному кінцевому фрезеруванні

Проведений аналіз існуючих методів формоутворення зубчастих коліс. Запропоновано метод нарізування циліндричних прямозубих коліс на токарному обробному центрі методом високошвидкісного кінцевого фрезерування. Розроблена математична модель формоутворення зуба сферичною кінцевою фрезою. Наведені рекомендації щодо вибору різального інструменту для реалізації запропонованого методу зубообробки.

Ключові слова: високошвидкісне фрезерування, кінцева сферична фреза, зубообробка, прямозубе циліндричне колесо, евольвента, математична модель.

Basova E., Dobrotvorskiy S. Kinematics of evolvent and trochoidal surfaces forming at high-speed end milling
The analysis of existing gears forming methods was carried out. The method for cutting spur gears in turning center by high-speed end milling method was suggested. The mathematical model of tooth forming by ball-end milling cutter was developed. The recommendations for cutting tools selection on behalf of the proposed gear treatment method realization were provided.

Key words: high-speed milling, end spherical cutter, gear treatment, spur gear, evolvent, the mathematical model.

ВИМУШЕНІ КОЛИВАННЯ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ЗАГОТОВКИ ПРИ РІЗАННІ З ОДНОЧАСНИМ АЛМАЗНИМ ВИГЛАДЖУВАННЯМ

Пропонується спосіб досліджень вимушених коливань циліндричної заготовки під час суміщеної обробки процесом різання і алмазним вигладжуванням. На заготовку діють зусилля, що створюються різцем і алмазним вигладжувачем, які прикладені в центрі ваги заготовки. Показана залежність розмірів оброблювальних заготовок від критичних частот при під час суміщеної обробки.

Ключові слова: вимушені коливання, суміщена обробка, критична кутова швидкість, момент інерції.

Ринкова економіка потребує розв'язання багатьох задач, до яких належать:

- висока конкурентоспроможність;
- збільшення надійності з мінімальною собівартістю;
- збільшення ресурсу машин чи механізмів.

Збільшення надійності можливе за рахунок упровадження суміщеної обробки деталей або поверхонь з метою підвищення продуктивності і збільшення якості обробки (зменшення шорсткості, збільшення поверхневої міцності, усунення концентраторів напруги, збільшення стабільності обробки та ін.).

Розв'язання цих проблем вимагає глибоких знань експлуатаційних особливостей механізмів або машин, всебічних досліджень можливостей під час застосування тих чи інших методів обробки, наприклад, суміщена обробка процесу різання й алмазного вигладжування, вивчення впливу параметрів динаміки системи на процес обробки.

Аналіз попередніх досліджень

Істотний вплив на коливання під час обробно-змцнювальної обробки поверхнево-пластичним деформуванням (ОЗО ППД), наприклад, при алмазному вигладжуванні, чинить жорсткість вузлів верстату. Найбільший вплив на коливання при вигладжуванні створює жорсткість технологічної системи ВППЗ, менший – режими вигладжування. Якщо при вигладжуванні незагартованих сталей і кольорових сплавів основною причиною коливань може бути сам процес вигладжування, то при вигладжуванні загартованих сталей основною причиною є вимушені коливання технологічної системи ВППЗ [1].

Обов'язковою умовою одержання високої точності і низької шорсткості обробленої поверхні є стійкість руху при різанні. Для цього технологічна система ВППЗ повинна бути вібростійкою і не допускати суттєвих коливань. Практика показала, що за різних умов об-

робки можуть виникати коливання деталі, верстата та інструменту різної частоти. Найчастіше деталь має низькочастотні коливання, а інструмент – високочастотні. При цьому вони виникають одночасно або незалежно.

При вигладжуванні може з'явитися поздовжня і поперечна хвилястість через коливання технологічної системи ВППЗ. При великих швидкостях обробки виникають інтенсивні вібрації, які призводять до різкого погіршення оброблюваної поверхні. При вигладжуванні спостерігаються вимушені коливання і автоколивання. Вимушені коливання виникають через биття шпинделя верстата, биття оброблюваної деталі, хвилястість і наявність слідів вібрації. Автоколивання при вигладжуванні зумовлені явищами, які властиві саме процесу вигладжування [2, 3].

Раніше [4] була побудована математична модель вільних коливань заготовки циліндрової форми як твердого тіла з чотирма мірами свободи. На основі цих рівнянь дійшли висновку, що частота вільних коливань деталі (заготовки) під час обертання залежить від її кутової швидкості.

Тому метою даної роботи є дослідження вимушених коливань заготовки циліндричної форми як твердого тіла з чотирма ступенями вільності задля порівняння їх із власними частотними характеристиками заготовки.

Дослідимо вимушені коливання заготовки як твердого тіла з чотирма ступенями вільності під дією зовнішніх сил постійного напрямку $P_1 \cos \omega t$, що зберігає паралельний вісі A_y напрямком, і сили $P_1 \cos \omega t$, яка перпендикулярна вісі A_z . Ці сили прикладені в точці C і на відстані l_1 до опори A_1 і на відстані l_2 до опори B_1 , перпендикулярно до неї з частотою, яка дорівнює кутовій швидкості заготовки ω . Передбачається, що така сила $P_1 \cos \omega t$ створюється різцем, а сила $P_2 \sin \omega t$ – алмазним вигладжувачем (рис. 1).

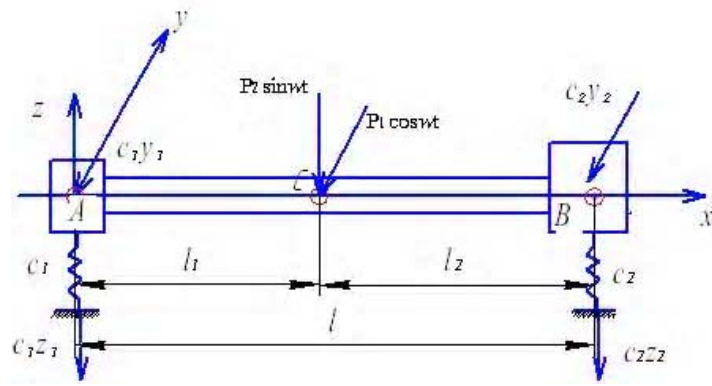


Рис. 1. Розрахункова схема дослідження вимушених коливань під час суміщеної обробки

Диференціальні рівняння вимушених коливань складено аналогічно рівнянням вільних коливань [1], приймаючи до уваги зовнішні сили $P_1 \cos \omega t$ і $P_2 \sin \omega t$. Таким чином одержимо систему:

$$\begin{aligned} M(l_1 \ddot{y}_2 + l_2 \ddot{y}_1) + c_1 l y_1 + c_2 l y_2 &= P_1 \cos \omega t; \\ M(l_1 \ddot{z}_2 + l_2 \ddot{z}_1) + c_1 l z_1 + c_2 l z_2 &= P_2 \sin \omega t; \\ A\omega(\dot{y}_2 - \dot{y}_1) - B(\ddot{z}_2 - \ddot{z}_1) + c_1 l l_1 z_1 - c_2 l l_2 z_2 &= 0; \\ A\omega(\dot{z}_2 - \dot{z}_1) + B(\ddot{y}_2 - \ddot{y}_1) - c_1 l l_1 y_1 + c_2 l l_2 y_2 &= 0. \end{aligned} \quad (1)$$

Загальне розв'язання системи (1) будемо знаходити у вигляді:

$$\begin{aligned} y_1 &= a_1 \cos \omega t; \quad z_1 = a_2 \sin \omega t; \\ y_2 &= a_3 \cos \omega t; \quad z_2 = a_4 \sin \omega t. \end{aligned} \quad (2)$$

Якщо внести (2) в систему (1), то одержимо систему алгебраїчних рівнянь із невідомими a_1, a_2, a_3, a_4 :

$$\begin{aligned} (c_1 l - M l_2 \omega^2) a_1 + (c_2 l - M l_1 \omega^2) a_3 &= P l; \\ (c_1 l - M l_2 \omega^2) a_2 + (c_2 l - M l_1 \omega^2) a_4 &= P l; \\ A \omega^2 a_1 + (c_1 l l_1 - B \omega^2) a_2 - A \omega^2 a_3 - (c_2 l l_2 - B \omega^2) a_4 &= 0; \\ (c_1 l l_1 - B \omega^2) a_4 + A \omega^2 a_2 - (c_2 l l_2 - B \omega^2) a_3 - A \omega a_4 &= 0. \end{aligned} \quad (3)$$

Шляхом додавання та віднімання перших двох і останніх двох рівнянь, одержимо дві підсистеми із невідомими $(a_1 + a_2), (a_3 + a_4), (a_1 - a_2), (a_3 - a_4)$:

$$\begin{aligned} (c_1 l - M l_2 \omega^2)(a_1 + a_2) + (c_2 l - M l_1 \omega^2)(a_3 + a_4) &= (P_1 + P_2) l; \\ ((B - A) \omega^2 - c_1 l l_1)(a_1 + a_2) - ((B - A) \omega^2 - c_2 l l_2)(a_3 + a_4) &= 0. \end{aligned} \quad (4)$$

$$\begin{aligned} (c_1 l - M l_2 \omega^2)(a_1 - a_2) + (c_2 l - M l_1 \omega^2)(a_3 - a_4) &= (P_1 - P_2) l; \\ ((B + A) \omega^2 - c_1 l l_1)(a_1 - a_2) - ((B + A) \omega^2 - c_2 l l_2)(a_3 - a_4) &= 0. \end{aligned} \quad (5)$$

Розв'язання цих систем, наприклад, за формулами Крамера, одержимо:

$$\begin{aligned} a_1 + a_2 &= \frac{(P_1 + P_2) l ((B - A) \omega^2 - c_2 l l_2 l)}{f_1(\omega)}; \\ a_3 + a_4 &= \frac{-(P_1 + P_2) l ((B - A) \omega^2 - c_1 l l_1 l)}{f_1(\omega)}; \\ a_1 - a_2 &= \frac{(P_1 - P_2) l ((B + A) \omega^2 - c_2 l l_2 l)}{f_2(\omega)}; \\ a_3 - a_4 &= \frac{(P_1 - P_2) l ((B + A) \omega^2 - c_1 l l_1 l)}{f_2(\omega)}. \end{aligned} \quad (6)$$

звідки

$$\begin{aligned} a_1 &= \frac{(P_1 + P_2) l ((B - A) \omega^2 - c_2 l l_2 l)}{2 f_1(\omega)} + \\ &+ \frac{(P_1 - P_2) l ((B + A) \omega^2 - c_2 l l_2 l)}{2 f_2(\omega)}; \\ a_2 &= \frac{(P_1 + P_2) l ((B - A) \omega^2 - c_2 l l_2 l)}{2 f_1(\omega)} - \\ &- \frac{(P_1 - P_2) l ((B + A) \omega^2 - c_2 l l_2 l)}{2 f_2(\omega)}; \\ a_3 &= - \frac{(P_1 + P_2) l ((B - A) \omega^2 - c_1 l l_1 l)}{2 f_1(\omega)} + \\ &+ \frac{(P_1 - P_2) l ((B + A) \omega^2 - c_1 l l_1 l)}{2 f_2(\omega)}; \\ a_4 &= - \frac{(P_1 + P_2) l ((B - A) \omega^2 - c_1 l l_1 l)}{2 f_1(\omega)} - \\ &- \frac{(P_1 - P_2) l ((B + A) \omega^2 - c_1 l l_1 l)}{2 f_2(\omega)}. \end{aligned} \quad (7)$$

де

$$f_1(\omega) = ((B + A)\omega^2 - c_2 l_2 l)(c_1 l - M l_2 \omega^2) - ((B + A)\omega^2 - c_1 l_1 l)(M l_1 \omega^2 - c_2 l); \quad (8)$$

$$f_2(\omega) = ((B - A)\omega^2 - c_2 l_2 l)(c_1 l - M l_2 \omega^2) - ((B - A)\omega^2 - c_1 l_1 l)(M l_1 \omega^2 - c_2 l). \quad (9)$$

Формули (7) показують, що a_1, a_2, a_3, a_4 необмежено зростають, коли $f_1(\omega) \rightarrow 0$. Так як $f_1(\omega)$ і $f_2(\omega)$ не мають спільних коренів, то, коли $f_1(\omega) \rightarrow 0$, $f_2(\omega)$ приймає відмінні від нуля значення. Тому при малих $f_1(\omega)$ друге доданки у формулах (7) нехтовно малі порівняно з першими.

Отже, приблизно можна одержати $a_1 = -a_2$; $a_3 = -a_4$, через це закон руху точок заготовки, які співпадають з точками A_1 і A_2 , мають вигляд:

$$\begin{aligned} y_1 &= a_1 \cos \omega t; & z_1 &= -a_1 \sin \omega t; \\ y_2 &= a_3 \cos \omega t; & z_2 &= -a_3 \sin \omega t. \end{aligned} \quad (10)$$

Таким чином, характер коливань, які викликаються силами $P_1 \cos \omega t$ і $P_2 \sin \omega t$ поблизу резонансу при відповідній критичній кутовій швидкості, що визначається із рівняння $f_1(\omega) = 0$, відповідає прямій і «зворотній» прецесіям тіла. Значення критичних кутових швидкостей і «звотної» прецесії знаходимо з рівняння $f_2(\omega) = 0$:

$$\omega_{1,2} = \sqrt{\frac{R_1 \pm \sqrt{S_1^2 - 4M(B+A)c_1 c_2 l^2}}{2M(B+A)}}, \quad (11)$$

де $R_1 = (c_1 + c_2)(B + A) + M(c_1 l_1^2 + c_2 l_2^2)$

$$S_1 = (c_1 + c_2)(B + A) - M(c_1 l_1^2 + c_2 l_2^2).$$

Два інших критичних значення кутової швидкості знаходимо з рівняння за умови $f_1(\omega) = 0$:

$$\omega_{3,4} = \sqrt{\frac{R_2 \pm \sqrt{S_2^2 - 4M(B-A)c_1 c_2 l^2}}{2M(B-A)}}; \quad (12)$$

де $R_2 = (c_1 + c_2)(B - A) + M(c_1 l_1^2 + c_2 l_2^2)$;

$$S_2 = (c_1 + c_2)(B - A) - M(c_1 l_1^2 + c_2 l_2^2).$$

При $B > A$ маємо два позитивних дійсних корені ω_1 і ω_2 , при $A > B$ маємо один позитивний корінь. Це означає, що при дії збурюючих гармонічних сил із частотою, яка дорівнює кутовій швидкості заготовки, існують чотири або три критичні кутові швидкості залежно від співвідношення моментів інерції A і B . Зауважимо, що при $A = 0$ формула (8) дає значення

критичної кутової швидкості без урахування гіроскопічного ефекту.

На основі чисельних методів із використанням сертифікованого пакету прикладних програм MATHCAD [5] для діапазону реальних значень розмірів оброблювальних заготовок маємо такі значення критичних частот коливань під час суміщеної обробки (рис. 2).

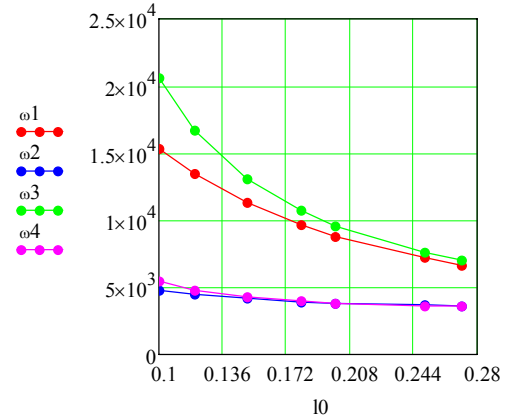


Рис. 2. Графік залежності критичних частот коливань від довжини заготовки під час суміщеної обробки

Висновки

Доведено, що частота змусених коливань, які виникають через биття шпинделя верстату, биття оброблюваної деталі, хвилястість і наявності слідів вібрації, яка утворилася під час суміщеної обробки, суттєво відрізняється від частоти автоколивань, які завжди близькі до власної частоти домінуючої коливальної системи. Змусені коливання низької частоти виникають внаслідок кінематичної нежорсткості зв'язку інструменту з деталлю, при цьому інструмент реагує на зовнішнє збудження з боку елементів системи ВПЗ, зокрема з боку деталі. Через це будь-які випадкові поштовхи виводять із рівноваги пружну систему ВПЗ, а значить і якості обробки.

Список літератури

1. Кудинов В. А. Динамический расчет токарного станка на электронной цифровой вычислительной машине. Руководящие материалы / В. А. Кудинов, С. С. Кедров, Н. М. Глухов. – М. : ОНТИ ЭНИМС, 1963.
2. Ермаков Ю. М. Перспективы применения алмазного выравнивания. Обзор / Ю. М. Ермаков, А. А. Ершов. – М. : НИИмаш, 1984. – 64 с.
3. Торбило В. М. Алмазное выравнивание / В. М. Торбило. – М. : Машиностроение, 1972. – 105 с.
4. Відміч С. С. Вільні коливання заготовки (циліндричної) як твердого тіла із чотирма степенями вільності / С. С. Відміч, С. П. Киба, О. Ф. Саленко // Вісник Кременчуцького державного політехнічного університету імені Михайла Остроградського. – 2008. – Вип. 1/2008 (48), част. 2. – С. 16–19.
5. Дьяконов В. В. MathCAD-2000. Специальный справочник / В. В. Дьяконов. – Спб. : Питер, 2002. – 832 с.

6. Видмич С. С. Устойчивость комбинированной обработки / С. С. Видмич, А. Ф. Саленко, В. Г. Зеленский // Вісник Кременчуцького державного політехнічного уні-

верситету імені Михайла Остроградського. – 2008. – Вип. 1/2008 (48), част. 2. – С. 20–26.

Одержано 09.06.2011

Видмич С.С. Вынужденные колебания цилиндрической заготовки при резании с одновременным алмазным выравниванием

Предлагается способ исследований вынужденных колебаний цилиндрической заготовки во время совмещенной обработки процессом резания и алмазным выравниванием. На заготовку действуют силы, которые создаются резцом и алмазным выравнивателем, которые приложены в центре тяжести заготовки. Показана зависимость размеров обрабатываемой заготовки от критических частот во время совмещенной обработки.

Ключевые слова: вынужденные колебания, совмещенная обработка, критическая угловая скорость, момент инерции.

Vidmich S. The compelled fluctuations of cylindrical blank by machining cutting simultaneous with diamond smoothing operation

The way of forced oscillation research of cylindrical work piece during combined cutting process and diamond smoothing is suggested. The work piece is exposed to the forces which are created by cutter and diamond smoother and which are imposed to the centre of the work piece gravity. Dependence of the work piece the size from critical frequencies during the combined processing is shown.

Key words: forced oscillation, combined processing, critical angular speed, moment of inertia.

УДК 621.73.143:669.14.018.8

Д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецкий, І. Ю. Кисільова

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВАРІАЦІЙНА ЗАДАЧА КРУТІННЯ ПРИЗМАТИЧНОГО БРУСУ З УРАХУВАННЯМ ДИСЛОКАЦІЙНОГО ВПЛИВУ

Розглянуто варіаційну задачу крутіння пружно-пластичного призматичного бруса. Побудовано функціонал додаткової енергії, який враховує розподіл параметрів дислокаційної структури. Для хромистої сталі отримані рівняння, які визначають інтенсивність напружень та інтенсивність деформацій. Побудовано зони пластичного впливу.

Ключові слова: крутіння, варіаційне рівняння, метод Рітца, розподіл густини дислокацій.

Постановка проблеми

Дислокації є розповсюдженим елементом мікроструктури твердих деформованих тіл. Поряд з іншими дефектами кристалічної ґратки вони визначають пластичність і міцність твердих деформованих металевих матеріалів. У сучасних дослідженнях дислокаційні моделі використовуються для теоретичного опису багатьох явищ та процесів, які відбуваються в твердих тілах на макро- та мікро- рівнях під час пластичного деформування. Сукупність отриманих до теперішнього часу даних показує, що дислокації є істотною складовою структури реальних кристалів. Численні теоретичні та експериментальні дослідження показали суттєвий вплив дислокацій на властивості сталей та сплавів.

Останнім часом увагу науковців привертає проблема наведення «містків» між макровластивостями та па-

раметрами субмікроструктури, які характеризують поведінку твердих тіл під час пластичної деформації. У багатьох роботах (Работнов А. Н. [1], Смирнов Б. І. [2], Степанов Ю. Н. [3], А. Х. Коттрелл [4, 5] та ін.) показано, що тонка (зокрема дислокаційна) структура та її зміна у процесі обробки металу визначають його основні пластичні властивості при деформаційному формозмінненні (дислокаційна теорія Зегера та ін.). Зазвичай для оцінки впливу тонкої структури використовують підхід, при якому важливі параметри структури розглядаються як середні, хоча з практичної точки зору цінніше знати статистичні розподіли та динаміку їх змін. За динамічним підходом передусім розглядають розподіли різних параметрів тонкої структури (наприклад, дислокацій) і пов'язані з ними розподіли механічних властивостей. Можна констатувати, що на даний

час відсутні застосування стохастичного і одночасно динамічного підходу до аналізу процесів пластичного деформування твердих тіл та відсутні роботи з дослідження стохастичного зв'язку між механічними властивостями та параметрами дислокаційної структури. У роботах А. А. Ільюшина [6] зазначається перспективність і достовірність паралельного використання для рішення задач механіки деформівного твердого тіла експерименту та розрахункових робіт. Тому визначення характеру розподілу густини дислокацій проведено на підставі експериментальних досліджень.

Для опису низки явищ при деформуванні твердих тіл із дислокаціями певну роль грають нелінійні ефекти. У цьому зв'язку викликає інтерес з'ясування впливу розподілу густини дислокацій на параметри розподілів напружень та деформацій при крутінні призматичного бруса, які в свою чергу, визначають надійність різного типу конструкцій.

Аналіз останніх досліджень та публікацій

Вагомий внесок у розвиток теорії дислокацій зробили Дж. Коттрелл [4,5], Дж. Хирт, Дж. Лоте [7], К. Теодосіу [8], І. Фелтам [9], А. Бухвалов [10], та інші. Розв'язання задач про дислокації у нелінійній постановці найдено Л. М.Зубовим [11 та ін.], виконаних у галузі механіки з урахуванням дислокацій присвячено роботи [12, 13]. Однак, у всіх цих роботах не враховується характер та закони розподілу дислокацій у твердому тілі.

Виділення невирішених раніше частин загальної проблеми

На даний час відсутні застосування стохастичного (динамічного) підходу до аналізу процесів пластичного деформування та відсутні роботи з урахування розподілів дислокацій при дослідженні крутіння твердих тіл.

Формулювання цілей

Метою роботи є дослідження задачі крутіння пружно-пластичного призматичного бруса довільного перерізу з урахуванням розподілів дислокаційної структури.

Виклад матеріалу дослідження

Розглянемо призматичний скручений брус довільного перерізу, задній торець якого закріплено так, що лінійні переміщення всіх його точок у напрямках осей y та x дорівнюють нулю, а передній торець є вільним (рис. 1).

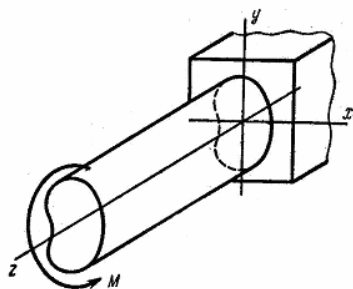


Рис. 1. Скручений брус

Припустимо, що тверде тіло, яке знаходиться в рівновазі, займає об'єм V , обмежений поверхнею S . На частині поверхні задано поверхневі сили X_i , а на іншій – переміщення u_i .

Для дійсного напруженого стану маємо

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} &= 0, \\ \sigma_{ij} n_i &= X_{vj} \end{aligned} \quad (1)$$

Інші напружені стани, близькі до дійсного, можна охарактеризувати рівняннями:

$$\frac{\partial}{\partial x_i} (\sigma_{ij} + \delta \sigma_{ij}) = 0,$$

$$(\sigma_{ij} + \delta \sigma_{ij}) n_i = X_{vj} + \delta X_{vj}. \quad (2)$$

З рівнянь (1) та (2) витікає, що варіації напружень $\delta \sigma_i$ та варіації зовнішніх сил δX_{ni} утворюють врівноважену систему. Тому робота цих внутрішніх та зовнішніх сил на можливому для тіла переміщенні дорівнює нулю. Візьмемо як можливі дійсні переміщення u_i . Тоді будемо мати

$$\int_V \varepsilon_{ij} \delta \sigma_{ij} dV = \int u_i \delta X_{ni} dS. \quad (3)$$

Перетворимо підінтегральний вираз у правій частині рівняння (3), використовуючи розкладення тензорів напружень на шаровий тензор та девіатор, і отримаємо

$$\begin{aligned} \delta \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} &= \delta s_{ij} e_{ij} + 3 \varepsilon_0 \delta \sigma_0 = \\ \delta s_{ij} \frac{3}{2} \frac{\varepsilon_i}{\sigma_i} s_{ij} + 3 \varepsilon_0 \delta \sigma_0 &= \frac{\varepsilon_i}{\sigma_i} \frac{1}{2} \delta \left(\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij} \right) + \frac{\sigma_0}{K} \delta \sigma_0. \end{aligned} \quad (4)$$

Додаткова робота для всього тіла дорівнює

$$R = \int_V R dV.$$

Також зауважимо, що $\int_V \varepsilon_{ij} \delta \sigma_{ij} dV = \delta \hat{R}$.

Перетворимо тепер праву частину варіаційного рівняння (3).

На вільній базі $x = l$ маємо $u_x = \omega y, u_y = \omega x$.

Тоді, якщо ввести функцію напружень F , з урахуванням $\tau_{yz} = -F_x, \tau_{xz} = F_y$, то

$$\int u_i \delta X_i dS = -\omega \int_S \left(y \frac{\partial}{\partial y} \partial F + x \frac{\partial}{\partial x} \partial F \right) dx dy. \quad (5)$$

де ω – повний кут закручування.

Зазначимо, що

$$\int_S \left(y \frac{\partial}{\partial y} \delta F + x \frac{\partial}{\partial x} \delta F \right) dx dy =$$

$$= \int_S \left[\frac{\partial}{\partial x} (x \delta F) + \frac{\partial}{\partial y} (y \delta F) \right] dx dy + 2 \int_S \delta F dx dy. \quad (6)$$

Далі з (5) та (6) знайдемо варіацію роботи зовнішніх сил

$$\int u_i \delta X_i dS =$$

$$= -\omega \int_S \left(\frac{\partial}{\partial y} (x \delta F) + \frac{\partial}{\partial x} (y \delta F) \right) dx dy + 2\omega \int_S \delta F dx dy. \quad (7)$$

Перший інтеграл в правій частині виразу (7) перетворимо за формулою Гріна [17].

$$\int_S \left(\frac{\partial}{\partial y} (x \delta F) + \frac{\partial}{\partial x} (y \delta F) \right) dx dy = \oint_{\gamma_0} \delta F (x dy - y dx),$$

тоді варіація робіт зовнішніх сил буде дорівнювати

$$\int u_i \delta X_i dS = -\omega \oint_{\gamma_0} \delta F (x dy - y dx) + 2\omega \int_S \delta F dx dy, \quad (8)$$

(тут γ_0 – обмежувальний контур).

Остаточно варіаційне рівняння (5) буде мати вигляд

$$\delta \int_S \left[\int_0^T \varepsilon_i d\sigma_i - 2\omega F \right] dx dy = -\omega \oint_{\gamma_0} \delta F (x dy - y dx). \quad (9)$$

Розв'язок рівняння (9) можна отримати з використанням ітеративного методу Рітца.

Нехай поперечний переріз призматичного бруса уявляє собою багатозв'язну область, що обмежена контуром γ_0 та містить підобласті, в яких розташовані дислокації (рис. 2).

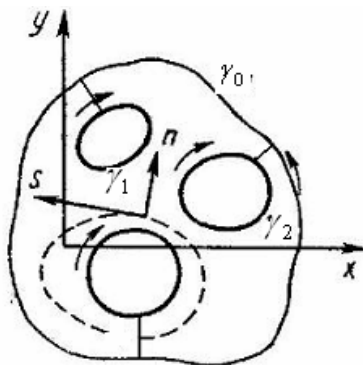


Рис. 2. Багатозв'язна область

Вказані підобласті обмежені контурами $\gamma_1, \gamma_2, \dots, \gamma_n$. При цьому функція напружень приймає на контурах різні постійні значення [15] $F_0, F_1, \dots, F_n$.

Одна з постійних може бути задана довільно, нехай $F_0 = 0$. Класична теорема про циркуляцію [15] для суцільного бруса задовільняє рівнянню Пуассона для функції F , а також забезпечує однозначність осьових переміщень w . У варіаційній постановці це означає однозначність правої частини рівняння (3), яка може мати багатозначність. Багатозначність можна усунути, якщо перетворити область в однозв'язну шляхом виконання розрізів r_i^+, r_i^- . За теоремою Коші маємо для криволінійного інтеграла в (8):

$$\oint_{\gamma_0} \delta F (x dy - y dx) = -\omega \oint_{\gamma_0} \delta F (x dy - y dx) - \sum_{k=1}^n \left[\int_{+} - \int_{-} \right]. \quad (10)$$

Тут інтеграли $\int_{+}$ та $\int_{-}$ на протилежних берегах

розрізу відрізняються на постійну величину C_k , що дорівнює вектору Бюргерса b_k дислокацій, які розташовані в підобластях. У зв'язку з цим криволінійний інтеграл (10) набуває вигляду

$$\oint_{\gamma_0} \delta F (x dy - y dx) = \sum_{k=1}^n (2S_k + b_k) \delta F. \quad (11)$$

а варіаційне рівняння (11) у випадку ізольованих дислокацій матиме вигляд

$$\delta \int_S \left[\int_0^T \varepsilon_i d\sigma_i - 2\omega F \right] dx dy = \sum_{k=1}^n (2S_k + b_k) \delta F. \quad (12)$$

де S_k – площа k -ї області.

Рівності (11) та (12) можна розглядати як узагальнення теореми про циркуляцію дотичних напружень у варіаційній постановці при наявності ізольованих дислокацій.

Перейдемо тепер від бруса із багатозв'язним перерізом до випадку однозв'язного перерізу із дискретним набором дислокацій. З цією метою будемо зменшувати діаметри контурів та стягувати їх у деякій точці M_k . При цьому довжина вектора Бюргерса b_k при такому переході стає незмінною. Остаточно постійна F_k співпадає із функцією напружень $F(M_k)$ і варіаційне рівняння запишемо так:

$$\delta \int_S \left[\int_0^T \varepsilon_i d\sigma_i - 2\omega F \right] dx dy = \int_S B \cdot \delta F dx dy,$$

$$\text{де} \quad B = \sum_{k=1}^n b_k \delta(x - x_k) \delta(y - y_k). \quad (13)$$

Припустимо, що кількість дислокацій є великою. У випадку безперервного розташування дислокацій,

замінемо узагальнену функцію на звичайну. У результаті варіаційне рівняння в задачі крутіння пружно-пластичного бруса, в якому враховується густина дислокацій у матеріалі, буде мати вигляд

$$\delta \int_S \left[\int_0^T \varepsilon_i d\sigma_i - 2\omega F - \alpha \rho F \right] dx dy = 0, \quad (14)$$

де ε_i – інтенсивність деформацій, σ_i – інтенсивність напружень, ρ – густина дислокацій, яка в загальному випадку є випадковою величиною, α – деякий коефіцієнт.

Зазначимо, що варіаційне рівняння (14) формально переходить у відоме рівняння крутіння [16] при $\rho = 0$, однак граничний перехід $\rho \rightarrow 0$ тут є неможливим, внаслідок ідеальності (бездефектності) матеріалу в цьому випадку. Оскільки в задачі мова йде про пружно-пластичні деформації, робоча ділянка кривої «границя текучості-густина дислокацій» обрана праворуч від мінімуму [17]. Якщо припустити, що рівняння в [16] отримано при деякому середньому значенні густини m_ρ , доцільно обрати ρ в рівнянні (14) центрованою випадковою величиною

$$\rho^\circ = \frac{\rho - m_\rho}{\sigma_\rho},$$

де σ_ρ – стандарт випадкової величини.

Тепер перепишемо варіаційне рівняння так

$$\delta \int_S \left[\int_0^T \varepsilon_i d\sigma_i - F(2\omega + \alpha \rho^\circ) \right] dx dy = 0, \quad (15)$$

де α – коефіцієнт розмірності та порядку.

Далі будемо враховувати, що густина дислокацій (а також і функція $B(x, y)$), є фіксованою в даному перерізі, і також є випадковою в інших перерізах та зразках виробу.

Якщо закон розподілу $f(\rho)$ випадкової величини ρ є відомим, то для центрованої величини ρ° можуть бути знайдені границі вимірювання $\rho_1^\circ < \rho^\circ < \rho_2^\circ$, з яких у цьому дослідженні найбільший інтерес має нижня границя ρ_1° , оскільки при $\rho^\circ = \rho_1^\circ$ спостерігається найбільше збільшення площі областей пластичності, яке обумовлене впливом дислокацій. Розподіли густини дислокацій феритних сталей отримано в [18–20].

Застосуємо варіаційний метод розв’язання екстремальних задач із неквадратичними функціоналами для випадку крутіння призматичного бруса. Розв’язок цієї задачі дає значення напружень по перерізу призматичного бруса за умов розподілу дислокацій по його поверхні. Варіаційне рівняння крутіння призматичного бруса (поперечний переріз-квадрат, сторона – $2a$) з урахуванням густини дислокацій матеріалу бруса має

вигляд

$$\delta \left\{ \int_0^1 \int_0^1 \left[\int_0^1 f(\lambda) \lambda d\lambda - 2a\omega F - \beta F \right] d\xi d\eta \right\} = 0, \quad (16)$$

де ξ, η – безвимірні декартові координати ($x = a\xi, y = a\eta$), ω – кут крутіння на одиницю довжини, β – функція густини дислокацій, F – шукана функція напружень, через яку визначаються компоненти дотичного напруження:

$$\tau_{xz} = \frac{\partial F}{\partial \eta}, \quad \tau_{yz} = -\frac{\partial F}{\partial \xi}.$$

Інтенсивність дотичних напружень розраховується за формулою

$$T = + \sqrt{\left(\frac{\partial F}{\partial \eta} \right)^2 + \left(\frac{\partial F}{\partial \xi} \right)^2} \quad (17)$$

і пов’язана із інтенсивністю деформацій зсуву Γ залежністю

$$\Gamma = f(T)\Gamma \quad \text{або} \quad T = g(\Gamma)\Gamma.$$

На контурі бруса маємо $F = 0$.

Оцінимо залежність інтенсивності дотичних напружень для маловуглецевої сталі 03X18TBч. У загальному випадку залежність інтенсивності напружень від зсуву має вигляд

$$T = \begin{cases} G_0 \Gamma & \text{при } \Gamma \leq K_1 \\ (b_1 + b_2 \Gamma) & \text{при } \Gamma \geq K_1, \end{cases} \quad (18)$$

де K_1, b_1, b_2 – коефіцієнти.

Залежність між інтенсивністю напружень T та інтенсивністю деформацій зсуву Γ складається з двох лінійних ділянок.

Представимо варіаційне рівняння у вигляді

$$\delta \left\{ \int_0^1 \int_0^1 \left[\frac{1}{G_k} \cdot \frac{T^2}{2} - 2a\omega F - \beta F \right] d\xi d\eta \right\} = 0$$

і будемо шукати розв’язання у формі

$$F = C_1 F_1 + C_2 F_2,$$

де C_1, C_2 – довільні постійні, а

$$F_1 = (\xi^2 - 1)(\eta^2 - 1), \\ F_2 = (\xi^2 - 1)\eta^2 - 1(\xi^2 + \eta^2).$$

Рішення задачі отримаємо, застосовуючи ітеративний метод Рітца [16].

В нульовому наближенні покладемо $G_k = \text{const} = G_0$, та розв'яжемо лінійну задачу.

В k -му наближенні маємо

$$G_k = G_{k-1} \frac{T_{k-1}^*}{T_{k-1}},$$

де T_{k-1}^* обчислюється за знайденим значенням T_{k-1} та G_{k-1} за формулою

$$T_{k-1}^* = \frac{1}{G_{k-1}} T_{k-1}.$$

Обмежимося проведенням розрахунку для випадку $\alpha\omega = 0,015$.

Коефіцієнти C_1, C_2 визначимо із рівнянь:

$$\begin{cases} C_1^{(k)} A_{11}^{(k)} + C_2^{(k)} A_{12}^{(k)} = Q_1; \\ C_1^{(k)} A_{12}^{(k)} + C_2^{(k)} A_{22}^{(k)} = Q_2. \end{cases} \quad (20)$$

Інтеграли $A_{ij}^{(k)}$ знаходимо чисельними методами, наприклад, методом Гауса [21]. Значення F в точках Гауса фіксовані, змінюються в залежності від k лише значення G_k .

Для чотирьох точок Гауса в проміжку 0,1 маємо

$$A_{ij}^{(k)} = \sum_{m=1}^4 \sum_{n=1}^4 B_m B_n \frac{F_{ij}(\xi_m, \eta_n)}{G_k(\xi_m, \eta_n)}, \quad (21)$$

де ξ_m, η_n, B_m, B_n – відомі значення абсцис та ваг ординат у формулі Гауса.

Як показано в роботі [21] розрахунок коефіцієнтів C_1, C_2 у такий спосіб забезпечує достатню точність та стійкість розрахунків.

Використовуючи значення постійних C_1, C_2 , можна обчислити компоненти та інтенсивність напружень T . Визначимо вид та параметри залежності між інтенсивністю напружень T та інтенсивністю деформацій зсуву Γ для різних режимів обробки хромистої сталі 03X18ГБч.

Зокрема, для режиму обробки цієї сталі № 1 (гарячекатаний підкат + деформація 20 % + нагрів 780 °С + холодне прокатування + рекристалізаційна обробка 900 °С), залежність (18) матиме вигляд:

$$T_1 = \begin{cases} G_0 \Gamma & \text{при } \Gamma \leq 0,0067 \\ (2910 + 22 \cdot 10^3 \Gamma) \text{ кг/см}^2 & \text{при } \Gamma_{k-1} \geq 0,0067. \end{cases}$$

Для інших режимів обробки залежності мають аналогічну форму.

Враховуючи випадковий характер густини дислокацій та відповідної границі текучості матеріалу кри-

ва залежності $T(\Gamma)$ є випадковим процесом. У цьому дослідженні обмежимося розглядом трьохсигмових інтервалів кривої зміцнення.

Для оцінки та визначення пластичних зон при крутінні для брусків із сталі 03Х8ГБч використано значення границі текучості, результати оцінки середньої густини дислокацій (з урахуванням анізотропії [22, 23]) та знайдено границі пластичних зон (рис. 3) (1, 2, 3, 4 – відповідно режими обробки хромистої сталі № 1, № 2, № 3, № 4).

Розрахунки показали, що врахування впливу дислокаційної структури збільшує розміри пластичних зон приблизно на 15 %.

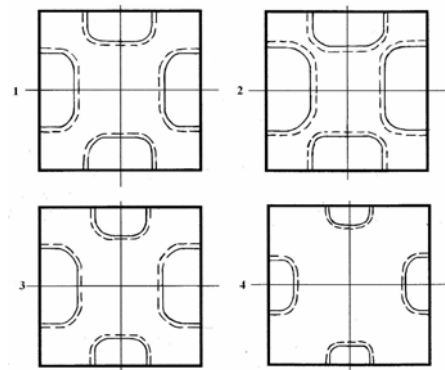


Рис. 3. Границі пластичних зон

Висновки

У границях теорії пружності досліджено задачу Сен-Венана про рівновагу призматичного бруса, навантаженого крутячим моментом, і який містить дислокації. Найдено чисельні розв'язки задач про рівновагу стержней, які містять дислокації, та про дислокації у перерізі прямокутного стержня (брусу).

Отримано розв'язок задачі про рівновагу стержней, що містять дислокації. Визначено пластичні зони в прямокутному стержні з корозійностійкої хромистої сталі в різному структурному стані.

Список літератури

1. Работнов Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела / Ю. Н. Работнов. – М. : Машиностроение, 1988. – 712 с.
2. Смирнов Б. И. Дислокационная структура и упрочнение металлов / Б. И. Смирнов – Л. : Наука, 1981. – 235 с.
3. Степанов Ю. О распределении плотности краевых дислокаций в металлическом образце при возникновении стоячей волны / Ю. Степанов, В. Алехин // Металлы. – 2000. – № 2. – С. 97–101.
4. Коттрелл А. Х. Теория дислокаций / А. Х. Коттрелл ; пер. с англ. – М. : Мир, 1969. – 96 с.
5. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл ; пер. с англ. – М. : Металлургиздат, 1958. – 264 с.
6. Ильющин А. А. Пластичность. Основы математичес-

- кой теории / Ильюшин А. А. — М. : Изд-во академии наук СССР, 1963. — 272 с.
7. Хирт Дж. П. Теория дислокаций / Дж. П. Хирт, И. Лоте ; пер. с нем. — М. : Атомиздат, 1972. — 599 с.
 8. Теодосиу К. Упругие модели дефектов в кристаллах / Теодосиу К. — М. : Мир, 1985. — 352 с.
 9. Фелтам И. Деформация и прочность материалов / Фелтам И. ; пер. с англ. — М. : Металлургия, 1968. — 250 с.
 10. Бухвалов А. Б. Феноменологическое описание упрочнения железа при деформации / А. Б. Бухвалов, Н. Ф. Вильданова, Э. С. Горькунов // Физика металлов и металловедение. — 1999. — № 1. — С. 104–111.
 11. Зубов Л. Теория дислокаций и дисклинаций в упругих пластинах вращения / Л. Зубов, А. Столповский // Прикладная математика и механика. — 2008. — Т. 72. — вып. 6. — С. 996–1013.
 12. Губа А. В. Теория кручения призматических упругих тел, содержащих дислокации : дис. ... кандидата физ.-мат. наук : 01.02.04 / Губа Александр Владимирович. — Ростов- на-Дону, 2008. — 105 с.
 13. Смолин И. Ю. Моделирование деформации и разрушения материалов с явным и неявным учетом их структуры : дис. доктора физ.-мат. наук : 01.02.04 / Смолин Игорь Юрьевич. — Томск, 2008. — 235 с.
 14. Фихтенгольц Г. Курс дифференциального и интегрального исчисления / Фихтенгольц Г. — М. : Наука, 1966. — Т. II. — 800 с.
 15. Лурье А. И. Теория упругости / А. И. Лурье. — М. : Наука, 1970. — 940 с.
 16. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластических деформаций металлов / Н. Н. Малинин. — М. : Машиностроение, 1975. — 400 с.
 17. Гуляев А. И. Металловедение / А. И. Гуляев. — М. : Металлургия, 1978. — 646 с.
 18. Ольшанецкий В. Ю. Імовірнісні форми розподілу густини дислокацій в сталі / В. Ю. Ольшанецкий, І. Ю. Нагорна // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2003. — № 5. — С. 96–100.
 19. Ольшанецкий В. Ю. Закон розподілу густини дислокацій у кристалічній структурі корозостійкої сталі / В. Ю. Ольшанецкий, І. Ю. Нагорна // Вісник Черкаського державного технологічного університету. — 2002. — № 3. — С. 104–106.
 20. Кисилева І. Ю. О возможности экспериментального подтверждения распределения плотности дислокаций вейбулловского типа в ОЦК-металлах / И. Ю. Кисилева, В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. — 2007. — № 2. — С. 53–55.
 21. Качанов Л. М. Основы теории пластичности / Л. М. Качанов. — М. : Наука, 1969. — 420 с.
 22. Нагорная И. Ю. Влияние анизотропии кристаллитов на штампуемость текстурированной стали / И. Ю. Нагорная, В. Е. Ольшанецкий // Вісник Запорізького державного університету. — 2001. — № 2. — С. 110–113.
 23. Нагорная И. Ю. Влияние анизотропии на штампуемость текстурированной коррозионностойкой стали / Нагорная И. Ю. // Вісник Черкаського Державного технологічного університету. — 2002. — № 2. — С. 105–109.

Одержано 20.06.2011

Ольшанецкий В.Е., Кисилева И.Ю. Вариационная задача кручения призматического бруса с учетом дислокационного влияния

Рассмотрена вариационная задача кручения упруго-пластического призматического бруса. Построен функционал дополнительной энергии, который учитывает распределение параметров дислокационной структуры. Для хромистой стали получены уравнения, которые определяют интенсивность напряжений и интенсивность деформаций. Построены зоны пластического влияния.

Ключевые слова: кручение, вариационное уравнение, метод Рунца, распределение плотности дислокаций.

Ol'shanetskiy V., Kysilova I. Variational problem of twisted prism considering dislocation influence

Variational problem of twisted prism considering dislocation influence has been examined. The complementary energy functional considering dislocation density distribution has been obtained. Equation determined tension and deformation intensity for the chromium steel has been obtained. Zones of plastic influence has been constructed.

Key words: torsion, variational equation, Ritz method, dislocation density distribution.

УДК 621.771.(0.75.8)

Д-р техн. наук В. А. Николаев, А. Г. Васильев, Д. А. Матюшенко

Национальный технический университет, г. Запорожье

РАСЧЕТ ПРИРАЩЕНИЯ ТОЛЩИНЫ ПО ДЛИНЕ ПОЛОСЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ

Разработана теоретическая модель расчета приращения толщины по длине полосы при горячей прокатке с учетом совместного влияния действующих технологических факторов.

Ключевые слова: горячая прокатка, прокатный стан, продольная разнотолщинность, полоса, задний конец полосы, утолщение.

Введение

Доля листовой малоуглеродистой стали составляет 60...70 % от всего производимого проката [1]. Использование современного оборудования и технологий позволяет получать полосы со следующими отклонениями по толщине на 99 % длины: $\pm 0,025$ мм при $h \leq 12,7$ мм; $\pm 0,05$ мм при $h > 12,7$ мм [2]. Для станов более ранней постройки (I–II поколения) величина отклонения толщины от номинала существенна (до 0,25 мм в зависимости от толщины полосы и применяемого оборудования) и при этом длина заднего утолщенного участка достигает $\sim 30...45$ м при прокатке тонких полос. Применение теоретических моделей для расчета изменения толщины полосы в процессе прокатки в зависимости от различных факторов дает возможность разрабатывать новые эффективные методы уменьшения концевых утолщений полос.

Постановка задачи

На традиционных широкополосных станах горячей прокатки (ШСПП) основными причинами появления продольной разнотолщинности является наличие градиента температур по длине промежуточного раската перед чистовой группой и отсутствие заднего натяжения полосы после выхода полосы из каждой предыдущей клетки. Для расчета изменения приращения толщины полосы в процессе ее прокатки известны различные модели [3], в основу которых входит дифференциальное уравнение изменения толщины полосы.

Целью работы является разработка модели расчета толщины по длине полосы на базе проверенных практикой теоретических моделей расчета энергосиловых параметров.

Основная часть исследований

В настоящей статье рассматривается усовершенствованная системная теоретическая модель расчета изменения толщины полосы по ее длине, включающая также расчет и модуля жесткости полосы.

Расчет скоростей прокатки по клетям стана

Скорость прокатки определяли исходя из известного уравнения поступательного движения точки в соответствии с законом постоянства секундных объемов металла по клетям стана. Прокатка в чистовой группе клетей осуществляется в непрерывном режиме. Максимальную скорость прокатки в чистовой клетке стана выбирали при прокатке полос с минимальной толщиной. Скорость прокатки во всех остальных клетях чистовой группы и скорость заднего конца полосы рассчитываем соответственно по формулам:

$$v_i = v_q \frac{h_q}{h_i}, \quad v'_i = v_i (1 + S_i) / \mu_i, \quad (1)$$

где v_q – окружная скорость валков в чистовой клетке, м/с;

h_q – толщина полосы на выходе из чистовой клетки, мм; h_i – толщина полосы на выходе из i -й клетки, мм; v'_i и v_i – скорость соответственно заднего конца полосы и окружная скорость рабочих валков первой клетки чистовой группы, м/с; S_i – опережение полосы; μ_i – коэффициент вытяжки полосы в первой клетке чистовой группы ($\mu_i = H_i/h_i$).

Определение температуры полосы

Охлаждение полосы (раската) за счет контакта с валками определяли по формуле Ю. Д. Железнова и Б. А. Цифриновича [4]

$$\Delta t_g = \frac{1,83 \cdot 10^{-2} (t_{i-1} - 60) \sqrt{(1 + S_i) / v_i}}{H_i + h_i} \times \sqrt{R_i \arccos \left(1 - \frac{\Delta h_i}{2R_i} \right)}, \quad (2)$$

где t_{i-1} – температура полосы перед клетью, °С; H_i – толщина полосы перед клетью, мм; h_i – толщина полосы за клетью, мм; R_i – радиус рабочих валков, мм; Δh – абсолютное обжатие, мм; i – номер клетки.

Повышение температуры металла за счет пластической деформации определяли по формуле [4]

$$\Delta t_d = 0,428 p_{cp} \cdot \lg(H_i / h_i), \quad (3)$$

где p_{cp} – среднее нормальное контактное напряжение, Н/мм².

Температура раската на выходе непосредственно из клетки равна

$$t_i = t_{i-1} - \Delta t_g + \Delta t_d, \quad (4)$$

Потери тепла на излучение между клетями определяли по формуле М. А. Зайкова (для малоуглеродистой стали) [5]

$$\Delta t_u = \frac{18 \cdot \tau_i \cdot m}{h_i} \cdot \left(\frac{t_i + 273}{1000} \right)^4, \quad (5)$$

где t_i – время прохождения раската между клетями, с; $m = 1,08...1,1$;

Температура раската перед последующей клетью равна

$$t_{i+1} = t_i - \Delta t_u. \quad (6)$$

Снижение температуры от действия гидросбива перед чистовой группой находим по формуле [4]

$$\Delta t_z = 500 / h_i \cdot v'_i, \quad (7)$$

где v'_i – скорость заднего конца полосы перед первой клетью чистовой группы.

Исследования показывают, что при прокатке полосы толщиной $h = 2,0$ мм (ШСПП 1680) без примене-

ния ППУ (Coilbox) температурный градиент находится в пределах $\Delta t_5 = 50 \dots 75$ °C [6], а с применением ППУ – в пределах $\Delta t_5 = 0 \dots 30$ °C. Величина температурного градиента обусловлена главным образом толщиной промежуточного раската и временем нахождения его на промежуточном рольганге. С увеличением толщины промежуточного раската разница температур между передним и задним концом уменьшается. Следует отметить, что температурный градиент по длине промежуточного раската, как правило, изменяется нелинейно из-за неравномерного нагрева слитков в колодце и значительного охлаждения концевых участков раската [6]. Температура по длине раската (полосы) распределяется в виде «треугольника». Максимальную температуру раската имеет середина длины с плавным снижением к краям (рис. 1) (Δt_5 – температурный градиент по длине промежуточного раската перед клетью № 5). Из рис. 1 видно, что температура переднего конца полосы выше заднего во всех случаях. По данным [6] за последнюю клетку черновой группы падение температуры от середины длины раската к его концам в среднем составляет $15 \dots 30$ °C.

Такое распределение температуры по длине раската оказывает негативное влияние на точность продольного профиля полосы. Применение промежуточного перемоточного устройства Coilbox на стане 1680 ОАО «Запорожсталь» позволило в определенной степени выровнять температуру по длине промежуточного раската и повысить, таким образом, качество продольного профиля готовой полосы, однако по-прежнему задний конец полосы прокатывают без натяжения.

Расчет энергосиловых параметров прокатки

Деформация частей рабочей клетки происходит под действием силы, с которой металл давит на валки, а также силы уравнивания валков или их противоизгиба.

Силу прокатки определяли по известной формуле

$$P = p_{cp} \cdot l_c \cdot B,$$

Точность определения силы прокатки главным образом зависит от точности определения нормального контактного напряжения p_{cp} . Среднее нормальное напряжение p_{cp} зависит от коэффициента трения, напря-

жения течения металла, геометрических параметров очага деформации, а также величины внеконтактной деформации.

В работе [7] выполнено сравнение опытных и расчетных данных среднего контактного нормального напряжения по различным моделям. Сравнение расчетных моделей выполняли при одинаковых значениях коэффициента трения и напряжении течения металла. Данные расчета свидетельствуют о том, что почти все исследованные модели показывают достаточную для практики сходимость с опытными данными. Однако наименьшие ошибки показывают формулы В. М. Луговского и В. А. Николаева.

В связи с этим для расчета была принята модель В. А. Николаева [7] ($l_d/h_{cp} \geq 1$):

$$p_{cp} = \sigma_\phi \left(1 + C_n f_n \frac{l_d}{h_{cp}} \right), \quad (8)$$

где σ_ϕ – сопротивление металла деформации, Н/мм²; C_n – коэффициент, зависящий от показателя трения f_n ($C_n = 0,48$ при $f_n > 0,12$; $C_n = 0,17(1+14,7f_n)$ при $f_n \leq 0,12$); l_d – длина дуги контакта, мм (при значениях $p_{cp} > 300$ Н/мм² l_d необходимо заменять на l_c – длину дуги контакта с учетом упругой деформации валков и учитывать влияние натяжения концов полосы); h_{cp} – средняя толщина полосы в очаге деформации ($\sigma_\phi = 1,15 \cdot \sigma_T$); σ_T – напряжение течения металла.

При определении **коэффициента трения** воспользовались моделью [8], полученной на основании лабораторных и промышленных исследований и подтвержденной опытными данными

$$f = f_0 \cdot k_\phi \cdot k_m \cdot k_M \cdot k_v \cdot k_e \cdot k_{cm} \cdot k_{ок};$$

$$f_{II} = f(0,92 + 1,27\varepsilon), \quad (9)$$

где f_0 – базовый показатель трения; k_ϕ , k_m , k_M , k_v , k_e , k_{cm} , $k_{ок}$ – поправочные коэффициенты, учитывающие соответственно: состояние поверхности валков, твердость поверхности валков, материал полосы, окружную скорость валков, относительное обжатие, тип применяемой смазки и состояние окалины на поверхности полосы.

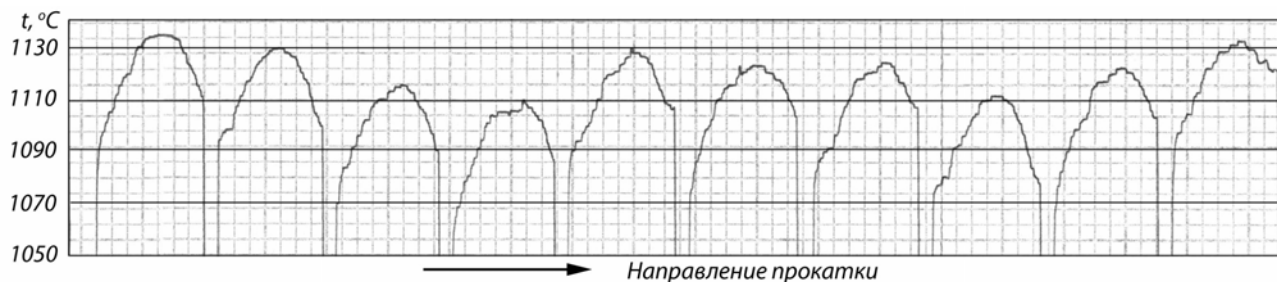


Рис. 1. Температура прокатываемого металла за последней клетью черновой группы при прокатке раскатов двойной массы ($H_p = 23$ мм) (данные ОАО «Запорожсталь»)

Коэффициенты f_0 , k_m и k_v рассчитывают так:

$$\left. \begin{aligned} f_0 &= 0,27 - 0,1[(t/400) - 2]^2; \quad k_T = 1 + 0,43(1 - HSD/65)^2; \\ k_v &= 0,76 + 0,82(1,02 - 0,102v)^2 \quad \text{при } v < 10 \text{ м/с}; \\ k_v &= 0,76 \quad \text{при } v \geq 10 \text{ м/с} \end{aligned} \right\},$$

где t – температура металла, $^{\circ}\text{C}$; HSD – твердость валков по Шору; v – окружная скорость валков, м/с.

Значения поправочного коэффициента k_e принимаются в зависимости степени деформации ε :

$$k_e = 0,85 + 0,5\varepsilon.$$

Поправочные коэффициенты k_e , k_{cm} , k_m , k_e определяют по таблицам из работы [8, 9].

Как видно из выражения (9), модель для определения коэффициента трения учитывает основные технологические факторы и по данным [8] показывает хорошее совпадение с опытными величинами.

Напряжение течения металла можно определить по модели [9] в которой используют выражение

$$\sigma_T = \sigma_{T0} \cdot k_t \cdot k_e \cdot k_u, \quad (10)$$

где σ_{T0} – базовое напряжение течения металла; k_p , k_e , k_u – поправочные коэффициенты, учитывающие соответственно температуру полосы, степень и скорость деформации, полученные на основании обработки экспериментальных исследований.

Базовое напряжение течения в зависимости от химического состава стали определяют по формулам:

для $N_1 \leq 5$ (углеродистые, конструкционные, низколегированные стали)

$$\sigma_{T0} = 80 + 25 \left\{ 1 - [(5 - N_1) / 4,5]^{1,8} \right\}; \quad (11)$$

для $N_2 > 5$ (легированные, высоколегированные стали)

$$\sigma_{T0} = 110 + 38[(N_2 - 2) / 32]^{0,25N_2}, \quad (12)$$

где N_1 и N_2 – содержание химических элементов в стали, % (кроме железа, серы и фосфора);

$$k_t = 1,66 - 1,1[(t/400) - 2]^{0,7},$$

где t – температура металла.

Если $N_1 < 5$, а базовое напряжение $\sigma_{T0} > 108 \text{ Н/мм}^2$ то величину σ_{T0} рассчитывают по выражению (12) для $N_2 > 5$. Формулы для определения коэффициентов k_e , k_u в зависимости от марки стали, величин обжатия и скорости деформации выбирают по таблицам [7, 9]. Для углеродистых марок сталей, например, при обжатии $\varepsilon > 0,1$ и скорости деформации $u \geq 10 \text{ с}^{-1}$ имеем:

$$k_e = 0,8 + 0,2 \left\{ 1 - 178(0,1 - \varepsilon)^2 \right\};$$

$$k_u = 1,03 + 0,1(\ln u - 2,3)^{1,5}.$$

Модель (10)–(12) позволяет определить напряже-

ние течения для любой марки стали (по ее химическому составу), а также обладает простотой расчета и показывает высокую сходимость с опытными данными. Сравнение опытных величин среднего нормального напряжения с расчетными по различным моделям для определения p_{cp} и σ_T представлено в работе [7].

В процессе прокатки под действием силы рабочие валки упруго деформируются, что приводит к увеличению длины дуги контакта и, следовательно, площади контакта металла и валков. Для расчета была принята модель, позволяющая определить l_c без применения итерационного процесса [9]. При $p_{cp} > 300 \text{ Н/мм}^2$ длину дуги контакта рассчитывали с учетом влияния упругих деформаций валков:

$$\left. \begin{aligned} l_c &= \frac{c + \sqrt{c^2 + 4R\Delta h(1 - cf_n/2h_{cp})}}{2(1 - cf_n/2h_{cp})}; \\ c &= n_{cp}\sigma_\phi R/47500; \quad n_{cp} = 1 - \frac{\sigma_n}{\sigma_\phi} - \frac{\sigma_3}{\sigma_\phi} \end{aligned} \right\}, \quad (13)$$

где σ_n и σ_3 – напряжения переднего и заднего натяжений.

Коэффициент n_{cp} учитывает влияние натяжения полосы на среднее нормальное напряжение.

Момент прокатки на двух валках с учетом переднего и заднего натяжений согласно известных рекомендаций равен ($B = \text{const}$)

$$M = 2\psi_c \cdot P \cdot l_c + H \cdot B \cdot R \cdot \sigma_3 \cdot 10^{-6} \left(1 - \frac{h}{H} \cdot \frac{\sigma_n}{\sigma_3} \right), \quad (14)$$

где ψ_c – коэффициент положения равнодействующей с учетом упругого сплющивания валков; H и h – толщина полосы до и после прокатки.

Коэффициент плеча момента определили по формуле [9]

$$\psi_c = \psi(l_d/l_c)^2. \quad (15)$$

Коэффициент положения равнодействующей ψ (плеча момента) при прокатке в жестких валках (без учета сплющивания валков) рассчитали по формулам [9]:

$$\left. \begin{aligned} \psi &= 0,51(l_d/h_{cp})^{-0,1} - \text{при } l/h_{cp} = 1...3,5; \\ \psi &= 0,5(l_d/h_{cp})^{-0,092} - \text{при } l_d/h_{cp} > 3,5 \end{aligned} \right\}.$$

Мощность прокатки определили по формуле

$$N = 960 \cdot M \cdot v/R, \quad (16)$$

где M – крутящий момент собственно пластической деформации на двух валках с учетом натяжения полосы, МН·м; v – окружная скорость валков в данной клетке, м/с; R – радиус рабочих валков, м.

Расчет толщины полосы. При теоретическом

определении толщины полосы необходимо учитывать, что по ее длине одновременно изменяются толщина, сила прокатки и модуль жесткости полосы.

Определение расчетных значений параметров прокатки по длине полосы осуществляется путем использования итерационного процесса относительно минимальной толщины на участке переднего конца полосы [10].

Изменение толщины полосы на любом участке длины определяется по выражению [10]

$$\delta h_i = \frac{P_i - P_2}{M_k + \delta M_n}, \quad (17)$$

где δh_i – приращение толщины полосы; δM_n – разность модулей жесткости полосы на исследуемом участке и на участке с минимальной толщиной:

$$\delta M_n = M_{ni} - M_{n2}; M_{ni} = \frac{\varphi_i \cdot P_i}{\Delta h_i};$$

$$\varphi_i = (0,57 + 0,62 \cdot \varepsilon_i) \left[1 + 0,023 \cdot \left(\frac{R_i}{H_i} \right)^{0,5} \right],$$

где P_2 и P_i – силы прокатки на участке с минимальной толщиной и на любом другом участке длины; M_{n2} и M_{ni} – модули жесткости полосы на участке с минимальной толщиной и на любом другом участке; Δh_i – текущее обжатие; φ_i – коэффициент, учитывающий нелинейность изменения модуля жесткости полосы при изменении параметров прокатки.

Коэффициент φ получен из графических данных работы [11].

Сила прокатки на участке 2 ниже, чем на участке 4 из-за меньшей температуры и отсутствия заднего натяжения (участок 4 – задний конец полосы, $P_2 < P_4$). Числитель выражения (17) положительный, а модуль жесткости полосы на участке 2 ниже, чем на участке 4. Известно [3, 11], что при установленном межвалковом зазоре, увеличение модуля жесткости полосы приводит к уменьшению обжатия в клетки и увеличению выходящей толщины. Помимо того, большая величина силы прокатки вызывает большую деформацию клетки. Таким образом, толщина полосы будет увеличиваться ($h_2 < h_4$). В случае, если сила $P_2 > P_4$, например, за счет увеличения температуры при прокатке с ускорением полосы, числитель выражения (17) стано-

вится отрицательным, модуль жесткости полосы на участке 4 будет ниже, чем на участке 2 толщина полосы на участке 4 будет меньше чем на втором ($h_2 > h_4$).

Представленная выше модель реализована в табличном редакторе. Наилучшим образом подходит редактор Microsoft® Excel®, однако могут использоваться и любые табличные редакторы с поддержкой простых математических функций и процедуры итерирования.

Выводы

Представленная модель расчета приращений толщины по длине полосы, позволяет проанализировать теоретическим путем влияние на искомый параметр одновременно изменяющихся всех технологических факторов.

Список литературы

1. Матвеев Б. Н. Новое в производстве горячекатаной рулонной стали // Сталь, 1995. – № 11. – С. 34–40.
2. Николаев В. О. Виробництво плоского прокату / В. О. Николаев, В. Л. Мазур. – Запоріжжя : ЗДІА, 2010. – 320 с.
3. Ткалич К. Н. Точная прокатка тонких полос / К. Н. Ткалич, Ю. В. Коновалов. – М. : Металлургия, 1972. – 176 с.
4. Железнов Ю. Д. Статистические исследования точности тонколистовой прокатки / Ю. Д. Железнов, С. Л. Кочарь, А. Г. Абнев. – М. : Металлургия, 1974. – 240 с.
5. Процесс прокатки / [М. А. Зайков, В. П. Полухин, А. М. Зайков, Л. Н. Смирнов]. – М. : МИСИС, 2004. – 640 с.
6. Исследование и разработка математической модели управления толщиной полос при транзитной прокатке / [Молчанов А. И., Солтан С. Л., Танцюра И. А. и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1999. – № 4. – С. 57–60.
7. Николаев В. А. Расчет усилия при горячей прокатке / В. А. Николаев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 11. – С. 24–30.
8. Николаев В. А. К расчету коэффициента трения при горячей прокатке стали / В. А. Николаев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1994. – № 11. – С. 21–24.
9. Николаев В. А. Теория прокатки / В. А. Николаев. – Запорожье, ЗГИА, 2007. – 228 с.
10. Николаев В. А. Продольная разнотолщинность горячекатаных полос, вызванная изменением толщины промежуточного раската / Николаев В. А., Матюшенко Д. А. // Металлургия. Сб. научн. трудов. – Запорожье : ЗГИА, 2008. – № 18. – С. 151–157.
11. Повышение точности листового проката / [Меерович И. М., Герцев А. И., Горелик В. С., Классен Э. Я.]. – М. : Металлургия, 1969. – 264 с.

Одержано 18.11.2010

Ніколаєв В.О., Васильєв О.Г., Матюшенко Д.О. Розрахунок збільшення товщини по довжині штаби під час гарячого прокатування

Розроблено теоретичну модель розрахунку збільшення товщини по довжині штаби під час гарячого прокатування з урахуванням сукупного впливу діючих технологічних факторів.

Ключові слова: гаряче прокатування, прокатний стан, поздовжня різнотовщинність, штаба, задній кінець штаби, стовщення.

Nikolaev V., Vasiliev A., Matyushenko D. The calculation of strips thickness increasing during hot rolling in its length

The theoretical calculation model of a strips thickness increasing on its length, considering joint influence of technological in hot rolling is developed.

Key words: factors hot rolling, rolling mill, gage interference, strip, strip back-end, thickness increase.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ОБ УТОЧНЕННОЙ ОЦЕНКЕ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ РОСТА ЗЕРЕН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ С ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ

Процесс рекристаллизации на стадии собирательного роста можно определить как движение границ с большим углом разориентировки. После завершения рекристаллизации обработки в материале при его дальнейшем нагреве происходит собирательная рекристаллизация, которая заключается в укрупнении одних рекристаллизованных зерен за счет соседних путем миграции их большеугловых границ. Основной движущей силой собирательной рекристаллизации является уменьшение (на единицу объема) зернограницной энергии за счет сокращения общей протяженности границ зерен [1]. При этом центрами роста зеренной структуры являются локальные пространственные дефекты изомерности зерен, т.е. зерна, которые имеют увеличенное или уменьшенное число граничных (шаровых или круговых в нормальном сечении) сегментов по сравнению со стандартным (число шесть в сечении). Такие нарушения рассматриваются как топологические дефекты зеренного пространства [2].

Дисперсные частицы второй фазы могут резко тормозить миграцию межзеренных границ, вплоть до полной остановки последней. Торможение роста зерен такими частицами вызвано тем, что их размещение на границе зерна приводит к уменьшению энергии системы и поэтому границам трудно от них избавляться [1].

Представляется интересным как можно точнее оценить энергию активации роста зерен в условиях противодействия миграции границ со стороны частиц второй фазы, поскольку указанная энергетическая характеристика определяет среднестатистическую скорость миграции большеугловых границ в металлических системах. Энергия активации роста зерен определенным образом связана с энергией активации элементарного процесса, контролирующего миграцию отдельной границы, что дает представление о конкретной скорости этого процесса.

При своем движении граница зерна с мелкими включениями второй фазы может, как оставлять встречные частицы на месте, так и, захватывая их, двигаться вместе с ними. Если движущаяся граница оставляет равномерно распределенные частицы на месте (т.е. движется путем «наползания» на частицы и последующего «сползания» с них), то скорость роста будет описываться дифференциальным уравнением вида [3, 4]

$$\frac{dr}{d\tau} = mP_{\Sigma}, \quad (1)$$

где r – меняющийся во времени средний радиус кривизны граничных сегментов мелких зерен (тетрагонов в нормальном сечении), окружающих крупные зерна (топологический дефект) в виде ячейки (в сечении) эллипсного типа, τ – время, m – микроскопическая подвижность границы раздела, а P_{Σ} – результирующая движущая сила для модели кубических зерен:

$$P_{\Sigma} = P_{\gamma} - P_N \quad (2)$$

(при этом, в случае $P_{\Sigma} < 0$, частицы выделений являются стопорами границ). Здесь P_{γ} – движущая сила кругового сегмента, которая определяется его поверхностным натяжением, $P_{\gamma} = \gamma / r - \gamma / R$, P_N – сила противодействия, вызванная наличием избыточных частиц, $P_N = \gamma q$; а $q = 3\beta/2\rho$ (γ – удельная межзеренная энергия; R – радиус искривления контактной поверхности крупного зерна, противоположный по знаку радиусу r ; β – объемная доля

сферических частиц радиуса r). В соответствии с выражением $r = a - \frac{b^2}{R}$ [4], где a и b – соответственно линейные размер и полуразмер тетрагона и эллипсной ячейки (в направлении ее малой оси), для P_{Σ} можно получить соотношение

$$P_{\Sigma} = \frac{\gamma}{rb^2} \cdot [2r^2 - r(2a + qb^2) + 2b^2], \quad (3)$$

что приводит (после решения дифференциального уравнения вида (1)), к выражению

$$r \cong r_0 \exp\left(\frac{m\gamma\tau}{r_0^2 + qr_0^3}\right), \quad (4)$$

которое отвечает условию очень медленного роста зерен основной фазы [4].

Можно также заметить, что при $q = 0$ и $r/r_0 \cong 1$ уравнение (4) переходит в простой по форме экспоненциальный закон роста для случая миграции границ зерен, свободных от частиц [4]

$$r \cong r_0 \exp\left(\frac{m\gamma\tau}{r_0^2}\right). \quad (5)$$

При увлечении мигрирующей границей частиц избыточной фазы, скорость ее перемещения будет определяться дифференциальным уравнением вида [4, 5]

$$\frac{dr}{d\tau} = \alpha \frac{D\omega}{kT} \cdot \frac{P_\Sigma}{n_s \rho^3}, \quad (6)$$

где D – коэффициент объемной диффузии в приграничной области малой сферической частицы; ω – атомный объем; P_Σ – результирующая движущая сила миграции для свободной границы; k – постоянная Больцмана; T – температура по Кельвину; n_s – поверхностная плотность частиц; ρ – радиус частицы; α – коэффициент порядка единицы.

Решение этого дифференциального уравнения для принятых модельных представлений имеет (для больших по размеру зерен основной фазы, т. е. когда $r/r_0 \cong 1$) вид

$$r \cong r_0 \exp\left(\frac{3\alpha\pi D\omega\gamma\tau}{2\rho r_0^3 q k T}\right) [6], \quad (7)$$

где $\beta = 4/3\pi r^3 n_v$ (или $\beta = (2\rho q)/3$) – объемная доля частиц второй фазы (n_v – объемная плотность таких частиц, связанная с их поверхностной плотностью соотношением $n_s = 2/3 n_v r$; q – тот же фактор включений, что и в выражении (2).

Исходя из вышесказанного, в самом общем случае (независимо от того, есть ли избыточные частицы или их нет) приближенные уравнения роста зерен в условиях почти равновесной структуры могут быть обобщены экспоненциальным уравнением вида

$$a = a_0 e^{K\tau}, \quad (8)$$

где a и a_0 – соответственно текущий и начальный размеры зерен структуры (при этом размер a линейно коррелирует со значением радиуса r), K – «крутизна» экспоненты, функционально зависящая от энергии активации роста, так как и m , и D включают в себя вероятность преодоления энергетического барьера активированными атомами при их диффузии в приграничной зоне.

Приравнявая показатель экспоненты выражения (8) к соответствующим показателям в соотношениях (4), (5) и (7), после логарифмирования можно получить три практически линейных уравнения, каждое из которых связывает с обратной температурой процесса роста некоторую функцию, содержащую в качестве сомножителей полный набор определяемых из экспериментов параметров [6]:

$$\begin{aligned} \ln(Ka_0) &= \ln(m_0\gamma) - \frac{Q}{R} \cdot T^{-1}; \\ \ln\left[K\left(a_0^2 + qa_0^3\right)\right] &= \ln(m_0\gamma) - \frac{Q}{R} \cdot T^{-1}; \\ \ln(2\rho Ka_0^3 q T) &= \ln\left(\frac{3\alpha\pi D_0\omega\gamma}{k}\right) - \frac{Q}{R} \cdot T^{-1}. \end{aligned} \quad (9)$$

Здесь m_0 и D – частотные множители уравнений скоростей реакций ($m = m_0 \exp(-Q/(RT))$ и $D = D_0 \exp(-Q/(RT))$); Q – энергия активации роста; R – универсальная газовая постоянная.

Все три уравнения (9) за счет аппроксимации истинного закона роста приближенной экспоненциальной зависимостью позволяют исключить из рассмотрения фактор времени и поэтому любое из вышеприведенных уравнений остается справедливым для всех температур процесса роста. Исключение временного фактора предполагает использование только начального значения размера зерна a_0 и углового коэффициента K , взятых из предварительного полученного уравнения типа (8).

В работе [6] была произведена проверка эффективности нового метода на гетерогенной системе: алюминиевый сплав – примесь железистой фазы Al_3Fe (сплав Д1). В настоящей работе осуществлена попытка уточнить энергию активации роста в этой системе с использованием более корректной методики математической обработки результатов экспериментов [7].

Для определения энергии активации воспользуемся модифицированным вариантом метода наименьших квадратов, включающем использование среднего значения текущей варианты (x_i^*). Благодаря этому при использовании метода наименьших квадратов можно исключить взаимное влияние значений среднестатистических ошибок коэффициентов (Δa) и (Δb) линейного уравнения

$$y_i = a + bx_i^*, \quad (10)$$

в котором $x_i^* = x_i - \bar{x}$, а среднестатистические ошибки коэффициентов уравнения (10) будут связаны соотношением $((\Delta a) \cdot (\Delta b) = 0)$.

Переменную x_i^* (в нашем случае это T_i^{-1}) для удобства пронормируем к числам натурального ряда [8] с шагом нормировки h

$$x_i^* = \frac{x_i - \bar{x}}{h} = 0; \pm 1; \pm 2; \dots \pm n, \quad (11)$$

где $\bar{x}$ – математическое ожидание выборки, $\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i$; $h = x_{i+1} - x_i$. При этом $\sum_{i=1}^n x_i^* = 0$, $\bar{y} = a$.

Для уменьшения среднеквадратичной ошибки в определении энергии активации (ΔQ) в работе применили прием линейного сглаживания наилучшей прямой путем расчета промежуточных значений y_p , поскольку «опорные» значения y_i (два крайних и среднее) были определены с большой точностью.

Для определения углового коэффициента (b) уравнения (10) использовали формулу из работы [7]

$$b = \frac{12 \sum_{i=1}^n x_i^* y_i}{n(n^2 - 1) \cdot h} \quad (12)$$

и далее рассчитывали энергию активации Q по соотношению $Q = bhR$ ($R = 8,3144 \text{ Дж/(моль} \cdot \text{К)}$).

Для проверки надежности найденного значения Q можно воспользоваться эмпирическим коэффициентом корреляции в виде [7]

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n x_i^* y_i}{\sqrt{\frac{n(n^2 - 1)}{12} \left(\sum_{i=1}^n y_i^2 - n\bar{y}^2 \right)}}. \quad (13)$$

При этом ошибку ΔQ оценивали по формуле [7]

$$\Delta Q = \pm \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \Delta_i^2}{\sum_{i=1}^n x_i^{*2} (n - 2)}}, \quad (14)$$

где $\sum_{i=1}^n x_i^{*2} = \frac{n(n^2 - 1)}{12}$ и $\Delta_i = y_i - \bar{y} - bx_i^*h$ (напомним, что a в уравнении (10) равняется среднему значению функции отклика (т.е. $\bar{y}$)).

В таблице 1 отображены исходные расчетные данные, оценочные значения энергии активации, среднеквадратические ошибки (ΔQ) и коэффициенты корреляции r , рассчитанные для трех случаев миграции межзеренных границ (свободная миграция межзеренных границ (чистая система), миграция с преодолением движущейся границей примесных частиц, миграция границ с увлечением движущейся границей примесных частиц).

Таблица 1 – Исходные расчетные данные, оценочные значения энергии активации роста изомерных зерен, среднеквадратические ошибки (ΔQ) и коэффициенты корреляции r (1 – модель свободной миграции межзеренных границ, 2 – модель преодолеваемых движущейся границей примесных частиц, 3 – модель увлечения примесных частиц движущейся границей)

	$t, ^\circ\text{C}$	$(t, ^\circ\text{C}+273)^{-1}$	$\ln(Ka_0^2)$	r	$Q, \text{кДж/моль}$	$\Delta Q, \text{кДж/моль}$
1	550	0,001215	12,5674	0,979	224,744	$\pm 0,045$
	560	0,001201	12,3364			
	570	0,001187	12,1075			
	580	0,001173	11,5767			
	590	0,001159	11,0551			
2	$t, ^\circ\text{C}$	$(t, ^\circ\text{C}+273)^{-1}$	$\ln[K(a_0^2+q a_0^3)]$	r	$Q, \text{кДж/моль}$	$\Delta Q, \text{кДж/моль}$
	550	0,001215	12,2083			
	560	0,001201	12,0033			
	570	0,001187	11,7998			
	580	0,001173	11,3431			
	590	0,001159	10,8940			
3	$t, ^\circ\text{C}$	$(t, ^\circ\text{C}+273)^{-1}$	$\ln(2\rho Ka_0^3 q T)$	r	$Q, \text{кДж/моль}$	$\Delta Q, \text{кДж/моль}$
	550	0,001215	9,7449			
	560	0,001201	9,5415			
	570	0,001187	9,3402			
	580	0,001173	9,0265			
	590	0,001159	8,7177			

Как следует из таблицы 1, коэффициенты корреляции r практически равны единице для всех трех случаев; сами же значения энергии активации близки к результатам, полученным в работе [6]. Однако их следует принять как более точные, поскольку, согласно вышеприведенной таблице, они связаны с более высокими значениями коэффициента корреляции с температурными данными. Все это свидетельствует о том, что используемые в данной работе подходы к определению энергии активации позволяют с весьма высокой точностью оценивать значение этой характеристики.

Список литературы

1. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик – М. : Металлургия, 1978. – 568 с.
2. Ольшанецкий В. Е. Разработка научных принципов управления структурно-энергетическим состоянием внутренних граничных зон с целью улучшения свойств и служебных характеристик металлических материалов: дис. ... доктора техн. наук : 05.16.01. / Ольшанецкий Вадим Ефимович. – Днепропетровск, 1993. – 397 с.
3. Люкке К. Теория движения границ зерен / К. Люкке, Г.-П. Штюве // Возврат и рекристаллизация металлов. – М. : Металлургия, 1966. – С. 157–194.
4. Ольшанецкий В. Е. О миграции межзеренных границ общего типа. 2. Законы роста и их эволюция для двумерных и трехмерных моделей зеренной структуры / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 2. – С. 8–19.
5. Кривоглаз М. А. О диффузионном увлечении частиц и пор движущейся границей / М. А. Кривоглаз, А. М. Масюкович, К. П. Рябошапка // Физика металлов и металловедение. – 1967. – Т. 24. – Вып. 6. – 1129 с.
6. Ольшанецкий В. Е. О росте изомерных зерен в присутствии дисперсных частиц примесной фазы / В. Е. Ольшанецкий, Ю. И. Спицына // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С. 5–10.
7. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
8. Ольшанецкий В. Е. Об оценке энергии активации роста зерен в металлических системах на основе никеля и железа / В. Е. Ольшанецкий, Л. П. Степанова // Металлофизика. – 1982. – Т. 4. – № 2. – С. 101–107.

Одержано 31.01.2011

© Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, Ю. И. Кононенко
Национальный технический университет, г. Запорожье

Ol'shanetskiy V., Kononenko Yu. About the specified estimation of activating energy of grains growth in metallic systems with dispersible particles of the second phase

РАЗВИТИЕ ОБЩЕСТВА И МЕТАЛЛЫ. ПЕРУ

Более 5000 лет поиски металлов привели исследователей в далекие страны. Смелые приключения, ужасные затруднения открыли путь к большому богатству и разрушительным неудачам. Судьбы целых наций и народов формировались благодаря этим поискам. В предыдущем обзоре статьи Р. Л. Смита [1] было освещено завоевание Кортесом областей Центральной Америки, которую занимает современная Мексика. Настоящий обзор статьи этого автора посвящен вопросу завоевания Писарром территорий Южной Америки, занимаемых современной Перу [2]. Франсиско Писарро вместе с Бальбоа в 1513 г. увидел Тихий океан и там он впервые услышал о золоте в южных странах. Когда Паскаль Андагоя в 1522 г. возвратился в Панаму из Колумбии с новостями относительно индейцев из Биру (Перу) с золотыми украшениями, Писарро приступил к решительным действиям. Франсиско Писарро и Диего де Альмагро образовали товарищество по разработке и эксплуатации месторождений в Перу и потратил 4 года (1524–1527 гг.) на исследование тихоокеанского побережья на юг от Панамы. Первоначально они нашли финансовых покровителей – клерка Ернандо де Дюка, влиятельного человека в суде, и Лисенсиадо де Еспиносу [3]. Первым кораблем Писарро было судно, построенное Бальбоа для тех же самых целей. Однако Бальбоа не использовал его, так как в 1519 г. был арестован Предрариасом, губернатором Дариена.

В 1528 г. партнеры получили достаточно свидетельств о золоте, которое там найдут, и об индейцах, которых Писарро должен будет обратить в христианство. Эти действия были необходимы для поездки в Испанию с целью получения разрешения от короля на завоевания Перу. В одном из пунктов полученной королевской лицензии оговаривалось количество сопровождающих Писарро священнослужителей. Корона была заинтересована в крещении индейцев, но у Писарро были и свои интересы. Так, он заявил священникам, что его не заботят души индейцев, так как основной задачей является необходимость забрать у них золото [4]. Писарро завоевал Перу в 1532 г., но его успех был частичным – отдаленные провинции предпочитали правление инков. До вторжения Писарро Юайна Капас, правитель инков, на смертном одре назначил двух своих сыновей управлять совместно, но каждый своей областью. Падре Бернабе Кобо считал возможным такое решение в связи с мятежом военных лидеров [5]. В войне Атаргальпа победил своего брата Юаскара и заключил его в тюрьму в г. Куско.

Нет никаких свидетельств о том, что Атахуальпа видел существенную угрозу со стороны Писарро. Атахуальпа только что захватил империю и имел армию в сотни тысяч солдат. Он серьезно относился к продвижению незнакомцев, ему удалось осадить город Кахамарка, создать вблизи него лагерь и в нем ожидать Писарро. Однако Писарро занял Кахамарку, спрятал солдат вокруг центральной площади и пригласил в гости Атахуальпу. Инка в сопровождении 6000 невооруженных воинов прибыл на пустую площадь. Появился священник и прочитал инке правила, необходимые для принятия христианства, но тот отнесся с презрением к словам священника и Библии. После этого солдаты вырезали тысячи невооруженных человек, а Писарро арестовал Атахуальпу. Для своего освобождения инка обещал наполнить золотом комнату размером 7×5 м и серебром такую же комнату вдвое большей высоты. Прадедущка Атахуальпы Пахапути Инка Юпанкуи получил это богатство со своих рудников Викамба (к северу от Куско). «С золотом и серебром, взятым у инков, испанцы нашли накопленное в Куско богатство» [6]. Выкуп был получен, но Атахуальпа оставался в заключении. Несколькими месяцами позднее на центральной площади города его удушили гарротой. Сам Писарро был убит в 1541 г. «Он разрушил плодотворную империю, приносил только бедствия, ничем не жертвовал. Он предствлял только темную сторону человека... Несмотря на свои основные достоинства, Франсиско Писарро оставался порочной героической фигурой» [7].

В течение двух лет испанцы награбили в Перу примерно 9 тонн золота и 68 тонн серебра [8]. По свидетельству Куисады из Боготы после того, как фактически исчерпались готовые к выплавке золото и серебро, испанцы начали добычу серебра. К востоку от озера Титикака был открыт в 1545 г. серебряный рудник Потоси. Когда богатые жилы были исчерпаны, начали использовать процесс получения амальгамы – соединения серебра со ртутью; последняя привозилась из шахты Юанкавелики к югу от Лимы. Тысячи людей погибло в этих двух шахтах. «В шестнадцатом столетии американские шахты умножили в семь раз серебряные запасы Европы. В семнадцатом столетии центр горной промышленности Потоси стал самым большим городом в Новом Свете... Индейцы, обогащавшие Испанию, а через Испанию остальную Европу, умирали от голода и болезней» [9]. Испанцы не желали лечить индейцев в завоеванных Мексике и Перу. Известный эссеист Монтень описал, как испанцы мучили и сжигали заживо сотни побежденных индейцев. Он отмечал, что это происходило вне законов или из-за религиозного рвения [10]. Считающийся сейчас героем в Мексике Бартоломе де Лас Касас в 1515 г. оставил свои владения и отправился сражаться против жестокости по отношению к индейцам.

Существует и другая точка зрения в аспекте завоевания Америки, предложенная солдатом Кортеса Берналом Диасом Кастилло. Он считает, что не только лишь одна жадность к золоту руководила Кортесом и его людьми. Кортес был поражен, увидев в захваченном в Ксокотлане, что под охраной ацтекских жрецов находились огромные груды человеческих черепов. В Тлакскале была найдена пещера, в которой женщины и мужчины откармливались человеческой. В Теночтитлане обнаружены ножи, разделочные блоки и горшки для варки жертв с вырванными

живьем сердцами. Конкистадоры умоляли индейцев сжечь своих идолов, прекратить человеческие жертвы и принять христианство. Испанцы видели себя борцами и чувствовали полностью оправданным свое обращение с индейцами [11]. По нашему мнению, европейцы и индейцы по-разному оценивали свои действия. Немыслимое в Европе жертвоприношение в Мексике и Перу считалось священным. Ацтеки осознавали необходимость приносить себя в жертву богам и добровольно готовились к этому. В мексиканском «Городе пирамид» приносимые ежегодные жертвы сами считали, что своей жизнью они дают дополнительную энергию Солнцу и Луне.

Солдатам Писарро нет такого оправдания. Во время войны правила инков были чрезвычайно жестокими, и зачастую наказания были очень серьезными, но инки были не столь суровыми, как ацтеки. Посетивший Перу в 1550 г. Хуан де Сармиенто писал: «Мягкий и полушный характер перуанцев был хорошей предпосылкой для обращения к христианству, не смотря на «вдохновение» к золоту в сердцах завоевателей» [12].

Индейцы потеряли большинство своих традиций и обычаев. На социальные изменения повлияли высокая смертность вследствие тяжелой работы, мор под действием ввезенных болезней, гибель при вооруженных конфликтах. Карл V был императором Святой Римской Империи, и его Испания несомненно стала мощным лидером в Европе. Большой частью ее богатство определялось золотом и серебром, доставленных из Нового Света. Потребовалось менее половины столетия для уменьшения на три четверти популяции побежденных американцев, уничтожения старых привычек и обращения населения в новую веру. Это была не только жадность к золоту и любовь к стальному оружию, которое сделало возможным завоевание Мексики и Перу, но без последнего оно не могло бы произойти. В работе [13] приводится описание испанской сабли: «Наиболее твердая и гибкая в мире... испанская сабля была оружием, внушающим страх. Хороший фехтовальщик мог снести голову одним ударом... Полностью вооруженный всадник и лошадь весили примерно тонну. При галопе со скоростью 20 миль в час (36 км/час) вся сила концентрировалась на точке в конце стального десятифутового лезвия».

Металлы сыграли ключевую роль в изменениях, имевших место в Новом Свете. В столетии, последовавшем после 1831 г., полмиллиарда унций серебра и 5,6 миллионов унций золота было ввезено в Испанию из Америки [14].

Список литературы

1. Smith R. L. The Impact of Metals on Society / R. L. Smith. – New World. JOM. – 1999. – N 3. – P. 12–13.
2. Smith R. L. The Impact of Metals on Society / R. L. Smith. – Peru. JOM. – 1999. – N 4. – P. 12–13.
3. Gabai R. V. Francisco Pizarro and His Brothers / R. V. Gabai. – Norman, OK: Univ. of Oklahoma Press. – 1997. – P. 16–17.
4. Marrin A. Inca and Spaniard / A. Marrin. Athenum, NY, 1989. – 65 p.
5. Father Bernabe Cobo. History of the Inca Empire / Father Bernabe Cobo. – ca. 1653, translated and edited by Roland Hamilton, Austin, TX, University of Texas Press, 1979. – 163 p.
6. Father Bernabe Cobo. History of the Inca Empire / Father Bernabe Cobo. – ca. 1653, translated and edited by Roland Hamilton, Austin, TX, University of Texas Press, 1979. – 137 p.
7. Innes H. The Conquistadors / H. Innes. – New York, A. A. Knopf, 1969. – 309 p.
8. Vilar P. A History of Gold and Money / P. Vilar. – London, Verso, 1991, originally published by Ediciones Ariel, Barcelona, 1960. – 110 p.
9. Fuentes C. Buried Mirror / C. Fuentes. – New York, Houghton Mifflin Co, 1992. – 156 p.
10. Montaigne M. Essays of Montague / M. Montaigne. – Vol. III, as translated by Ch. Cotton, London, Reeves & Turner, 1877. – 171 p.
11. Bernal Diaz del Castillo. ca. 1560. The Discovery and Conquest of Mexico. Edited from the original copy by Irving Leonard, New York, Farrar, Straus and Cudahy, 1965. – P. 119, 160, 223, 233.
12. Prescott W. H. The History of the Conquest of Mexico and History of Conquest of Peru / W. H. Prescott. – New York, Harper & Brothers, 1847, republished by the Modern Library, New York. – P. 818–819.
13. Marrin A. Inca and Spaniard / A. Marrin. – Athenum, NY, 1989. – 82 p.
14. Cipola C. Before the Industrial Revolution / C. Cipola. – New York, W.W. Norton & Co., 1976. – 210 p.

Одержано 25.10.2010

© Д-р техн. наук Б. Б. Винокур

Филадельфия, США

Vinokur B. Society development and metals. Peru

Павло Андрійович Михайлов (до 100-річчя з дня народження)



21 грудня 2011 року виповнюється 100 років з дня народження Павла Андрійовича Михайлова, професора, заслуженого працівника вищої школи Української РСР, лауреата державної премії Української РСР, колишнього ректора Запорізького машинобудівного інституту (нині ЗНТУ), який він очолював понад 21 рік.

Народився Павло Андрійович 21 грудня 1911 року в родині робітника з селян. Трудовий шлях почав з 13 років (різноробочий, тракторист, помічник коваля), поєднуючи роботу з навчанням у школі. Після закінчення школи у 1927 році працював креслярем, конструктором, технологічним керівником інструментального цеху.

У 1934 році П. А. Михайлов пов'язує своє життя з Харківським авіаційним інститутом, де він працював прорабом, конструктором, виконавцем науково-дослідних робіт, заступником директора ХАІ з реєвакації і відбудови інституту після звільнення Харкова від німецько-фашистських загарбників, поєднуючи роботу з навчанням в інституті, який він закінчив у 1946 році. Після закінчення навчання Павло Андрійович працював викладачем кафедри «Деталі машин», а з 1949 по 1953 рр. викладав курс деталей машин у вищому військово-авіаційному училищі.

У 1946 р. П. А. Михайлов закінчив навчання в інституті, отримав диплом інженера-технолога з авіамоторобудування і йому було запропоновано залишитися працювати далі в ХАІ на посадах: керівника підготовчого відділення, викладача кафедри «Деталі машин».

У 1953 році П. А. Михайлов поступив на роботу у Харківський політехнічний інститут на посаду доцента, у 1955 році захистив дисертацію на здобуття ступеня кандидата технічних наук, а в 1957 році його затвердили в званні доцента.

У березні 1957 року наказом Міністра вищої і середньої спеціальної освіти УРСР П. А. Михайлова призначили ректором Запорізького машинобудівного інституту.

Павло Андрійович був людиною рідкісного таланту вченого, педагога, організатора, ошадливого господаря. На його долю випало важке життя післявоєнної відбудови країни, зокрема Запорізького машинобудівного інституту, колишня будівля якого на третину ще лежала в руїнах. Діяло лише два факультети: машинобудівний і ливарний, де навчалося 2 тисячі студентів.

За час перебування П. А. Михайлова на посаді ректора, Запорізький машинобудівний інститут перетворився у потужний технічний навчально-науковий заклад, здатний розв'язувати складні проблеми науково-технічного прогресу. Було побудовано понад 41 тис. м² навчально-лабораторних приміщень і біля 22 тис. м² житлово-оздоровчих площ (студентські гуртожитки, оздоровчо-спортивні бази).

У середині 70-х років інститут мав шість факультетів, які готували спеціалістів за 16-ма спеціальностями. Контингент студентів зріс майже до 8,5 тисяч.

Павло Андрійович – відомий вчений, висококваліфікований спеціаліст у галузі технічних властивостей конструкційних матеріалів в умовах експлуатації. За його участі за результатами численних досліджень встановлено нове явище – адсорбційна втома при циклічному розтягу – стиску.

Він відомий у нашій державі і за кордоном як вчений нового наукового спрямування, яке виникло в нашій державі – фізико-хімічна механіка матеріалів, яка розглядає питання механіки твердого тіла з одночасним фізико-хімічним впливом поверхньо-активних середовищ і деформацій.

П. А. Михайлов співробітничав з видатними діячами науки і техніки – А. І. Люлькою, П. А. Ребіндером, Г. В. Карпенком та іншими, був постійним членом редколегії журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів». Ним захищено пріоритет В. Е. Тіра, професора Харківського технологічного інституту, в побудові діаграми граничних напружень, яка була опублікована у 1902 році. Подібну діаграму Дж. О. Сміт опублікував у 1910 році.

З приходом П. А. Михайлова на посаду ректора ним була заснована наукова школа з дослідження фізико-механічних властивостей конструкційних матеріалів, де здійснювалось дослідження деталей авіаційних двигунів і автомобіля «Запорожець». Функціонувало дві лабораторії: динамічних і контактних досліджень. Під його керівництвом захищено три кандидатські дисертації, створена установка для випробувань на опір втому матеріалів з будь-яким коефіцієнтом асиметрії циклу, побудована машина для досліджень на контактну втому при підвищеній температурі.

П. А. Михайловим опубліковано понад 70 робіт наукового та педагогічного спрямування, він є автором 14 авторських і 2 реєстраційних свідоцтв на винаходи.

За видатні заслуги у галузі освіти і науки П. А. Михайлов нагороджений орденом Леніна, орденом «Жовтневої революції», орденом «Знак пошани», медалями: «30 років Перемоги у Великій Вітчизняній війні 1941–1945 рр.», «За доблесну працю в ознаменування 100-річчя з дня народження В. І. Леніна», «Ветеран праці», Почесними грамотами Міністерства освіти СРСР, Міністерства освіти УРСР, уряду Німецької Демократичної республіки та іншими грамотами.

Павло Андрійович був широкорозвиненою, комунікабельною, чуйною, доброзичливою, веселою людиною. Таким він назавжди залишиться в нашій пам'яті.

Редакційна колегія

До уваги читачів!

У попередньому номері журналу припущено декілька друкарських помилок.

На сторінках 6, 85 замість Є. И. Меняйло треба читати Е. И. Меняйло.

Остання стрічка статті д.т.н. Ольшанецького В. Ю. (сторінка 58) повинна мати таку редакцію: При цьому наближенні значення множників W_1 і W_2 у степенях відповідних експонент визначаються за формулами, похідни-

ми від співвідношень групи (8) (наприклад, $W_2 = \frac{T}{T_B - T} \ln \frac{C_B(T)}{C_L^B(T)}$).

Редакція приносить вибачення читачам журналу «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні».

Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №2/2011

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

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Коректори:

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук, Я. О. Мамойко

Підписано до друку 09.11.2011. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.

Тираж 300 прим. Зам. № 1653.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64