

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**

1'2013

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
2013

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. Промтранспорт. Раціональне використання металів;

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков (ЗНТУ), Україна

Члени редколегії:

д-р техн. наук 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. Богуслаев (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. Пожуєв (ЗДІА, Україна

дійсн. член НАНУ М. І. Гасик (НМетАУ), 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. Івченко (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. Єршова, 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 № 6 від 29 січня 2013 року.

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

Комп'ютерний дизайн та верстка: Н. О. Савчук

Коректори: Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук, 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 ВИНТИ (Россия) и «Джерело» (Украина).

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

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

Члены редколлегии:

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

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

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

д-р техн. наук В. А. Толок (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. Мамоико, 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 № 3 от 29 января 2013 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. Мамоико

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 – A4 (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).

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ, НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

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.

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>Мазур В.И., Капустникова С.В., Шпортко А.Ю., Бондарев С.В.</i> СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНАХ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ЛИТЬЕ	8
<i>Ткач Д.В., Степанова Л.П., Ольшанецкий В.Ю., Грешта В.Л.</i> РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ В ТИТАНІ ВТ1-0 ІЗ СУБМІКРОКРИСТАЛІЧНОЮ СТРУКТУРОЮ	13
<i>Бондарев С.В., Мазур А.В., Мазур В.И.</i> ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ Al-Si СПЛАВОВ	15
<i>Глотка О.А., Вінченко В.С.</i> СТАТИЧНЕ РУЙНУВАННЯ W-Ni-Fe СПЛАВУ	21
<i>Брехаря Г.П., Гуляєва Т.В., Харитонова О.А., Прибора Т.І.</i> ВПЛИВ ЗОВНІШНІХ ТИСКІВ НА СТРУКТУРУ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ МАГНІТІВ	23

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Максимов А.Б.</i> ОЦЕНКА ПОВРЕЖДАЕМОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	29
<i>Силованюк В.П., Онищак Н.В., Горбач П.В.</i> МОДЕЛЮВАННЯ МІЦНОСТІ ТА РУЙНУВАННЯ БЕТОНУ З ПОЗИЦІЙ МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ	32

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Жицуц Ю.Ю.</i> ЛИВАРНІ ТЕРМІТНІ ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ	35
<i>Нарівський О.Е.</i> ЗАКОНОМІРНОСТІ ТА МЕХАНІЗМИ КОРОЗІЙНОГО РОЗЧИНЕННЯ СТАЛІ AISI 304 ПІД ОСАДОМ У МОДЕЛЬНИХ ОБОРОТНИХ ВОДАХ	39
<i>Попов С.Н., Андриенко С.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА ИЗНАШИВАНИЯ И АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА АБРАЗИВНОГО РАЗРУШЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ БАРОВЫХ МАШИН	50
<i>Шейко С.П., Третьак В.І.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ ТА ПРИСКОРЕНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І МІКРОСТРУКТУРУ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	57
<i>Бабенко О.Н.</i> ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЯ НИТРИДА ТИТАНА НА СВОЙСТВА УСТАЛОСТИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА	60

<i>Голтвяниця В.С.</i> ЗАХИСНІ НІТРИДНІ ПОКРИТТЯ З ІТРИЄМ	63
--	----

<i>Брехаря Г.П., Бондар Н.П., Гуляева Т.В., Деменіков В.І.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВАКУУМНОЇ ТЕРМООБРОБКИ НА ПРОЦЕС ВІДНОВЛЕННЯ ГЕМАТИТУ .	69
--	----

<i>Носенко М.І., Павлов В.О.</i> РОЗРОБКА СПОСОБІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ	72
--	----

<i>Галецкий Л.С., Черниенко Н.Н., Венцев С.Д., Сидоренко С.А.</i> НОВЫЕ ХЛОРИДНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ РЕДКОМЕТАЛЛЬНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ МАЗУРОВСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ	78
---	----

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Антоненко Н.М.</i> МОДЕЛЮВАННЯ ДИСКОПОДІБНОЇ ЩІЛИНИ З НАПОВНЮВАЧЕМ НА МЕЖІ ПРУЖНОГО ШАРУ ТА ПРУЖНОГО ПІВПРОСТОРУ	84
---	----

<i>Олененко М.Г., Величко И.Г.</i> АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О СТАЦИОНАРНОМ РАСПРЕДЕЛЕНИИ ТЕПЛА В АНИЗОТРОПНОЙ МНОГОСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЕ	88
---	----

<i>Ищенко О.А.</i> КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ШТАМПОВ ДЛЯ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ	93
--	----

<i>Штефан Т.О., Величко О.В.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ЕНЕРГІЇ ФОРМОЗМІНИ В ПЛИТІ, ЯКА ДЕФОРМУЄТЬСЯ ШТАМПОМ	97
--	----

<i>Шамровский А.Д., Богданова Е.Н.</i> РЕШЕНИЕ КОНТАКТНЫХ ЗАДАЧ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ С ПОМОЩЬЮ ДИСКРЕТНЫХ МОДЕЛЕЙ .	100
--	-----

<i>Шевченко В.Г., Рягин С.Л., Журба М.А., Литовский Н.В.</i> РАСЧЕТ СТАТИЧЕСКИ НЕОПРЕДЕЛИМЫХ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СОСТАВНЫХ СТЕРЖНЕЙ	105
---	-----

<i>Куземко А.В., Костюшко И.А.</i> СТАБИЛИЗАЦИЯ СТАЦИОНАРНОГО ДВИЖЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИ СИММЕТРИЧНОГО КОСМИЧЕСКОГО АППАРАТА С ПОМОЩЬЮ ВНЕШНИХ МОМЕНТОВ	109
---	-----

<i>Асатурян А.Ш., Ольшанецкий В.Е., Мязин А.А.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЛУБИНЫ ЗАЛЕГАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ АБСОЛЮТНО ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ	113
--	-----

<i>Зинченко А.И.</i> УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ОБОБЩЕННЫХ ТРАПЕЦИЙ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ОПТИМАЛЬНОГО РАСКРОЯ	116
---	-----

<i>Ткаченко І.Г.</i> ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ НА РОЗПОДІЛ НОРМАЛЬНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ГРАНИЧНИХ УМОВ НА НИЖНІЙ ГРАНИЦІ ОДНОШАРОВОЇ ОСНОВИ У ВИПАДКУ ОСЕСИМЕТРИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ..	120
--	-----

<i>Величко І.Г.</i> ОДНОСТОРОННІЙ КОНТАКТ ТРАНСВЕРСАЛЬНО-ІЗОТРОПНОГО ШАРУ З ЖОРСТКИМ ПІВПРОСТОРОМ	124
---	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Богуслаєв В.О., Зеленюк Ю.О., Цивірко Е.І., Чорний В.М.</i> ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ У МЕДИЦИНІ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ	127
<i>Плескач В.М., Ольшанецький В.Ю.</i> ПРО ДЕЯКІ РОСІЙСЬКОМОВНІ КАЛЬКИ У НАУКОВІЙ ЛІТЕРАТУРІ	130
<i>Кулагін Д.О.</i> СТАН ТА ТЕНДЕНЦІЇ РОЗРОБКИ ТЯГОВИХ ПЕРЕДАЧ ДИЗЕЛЬНОГО РУХОМОГО СКЛАДУ ЗАЛІЗНИЦЬ	132
<i>Нурматов Н.А., Эргашов Ё.С., Холов А., Отамуродов Г.Р., Хамиджонов И.Х.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АТОМОВ НИОБИЯ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ ИЗ МОЛИБДЕНА	136
<i>Колобов Г.А.</i> РЕЦИКЛИНГ ОТХОДОВ ТИТАНА И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	138
<i>Геллер А.Л., Горелик В.Г.</i> ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2012»	140
<i>Коляда А.Ф., Турпак О.М.</i> РАСЧЕТ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК В ТРАКАХ ГУСЕНИЧНЫХ МАШИН	153
<i>Ревун М.П., Каюков Ю.М., Иванов В.І., Чепрасов О.І.</i> ОПТИМІЗАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ ОКАЛИНИ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ У НАГРІВАЛЬНИХ ПЕЧАХ.....	156
<i>С. Бєліков</i> ПРОЩАВАЙ, УЧИТЕЛЮ, НАСТАВНИКУ, ДРУЖЕ	159

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.017

Д-р техн. наук В. И. Мазур, канд. техн. наук С. В. Капустникова,
канд. техн. наук А. Ю. Шпортько, С. В. Бондарев

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНАХ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ЛИТЬЕ

Исследовано строение эвтектических колоний в сложнолегированных заэвтектических сплавах системы Al-Si-Cu, содержащих примеси, полученных центробежным литьем. Установлено, что структурообразование двух разновидностей полиэдрических эвтектических колоний с грубокристаллическим ободком, отличающихся дифференцировкой ветвей эвтектических фаз и объемной долей железосодержащей фазы, подчиняется общим закономерностям кооперативного роста фаз.

Ключевые слова: эвтектика, силумин, микроструктура, рост кристаллов.

Введение

Несмотря на почти 80-летний срок со времени появления основополагающей работы А. А. Бочвара, посвященной изложению механизма и кинетики эвтектической кристаллизации, и поныне в научных статьях и монографиях зачастую встречается некорректная трактовка процесса эвтектической кристаллизации и строения эвтектики. По-прежнему бинарная эвтектика описывается как механическая смесь фаз, игнорируется кристаллохимическая природа фаз, не учитывается и не обсуждается разная роль фаз в кинетике эвтектической кристаллизации и в процессе формирования колонии.

Особенно остро эта проблема стоит при обсуждении микроскопической кинетики эвтектической кристаллизации в модифицированных натрием двойных силуминах [1], когда используется гипотеза о мультиплицированном зарождении фаз и последующем автономном их росте, что приводит к образованию частиц кремниевой фазы, диспергированных в алюминиевой матрице. Как было показано в последующих работах по эвтектической кристаллизации, результаты которых обобщены в [2], формирование эвтектики в модифицированных силуминах происходит путем совместного парного роста кристаллов эвтектических фаз, а роль натрия состоит в ослаблении направленности ковалентных связей, приводящем к их частичной металлизации, вследствие чего происходит увеличение степени кооперативности роста фаз и формирование тонкодифференцированных структур.

Сложность и многообразие подходов к выявлению закономерностей эвтектического структурообразования в многокомпонентных сплавах на основе системы Al-Si свидетельствует об актуальности работ, связанных с решением этой проблемы, поэтому, целью данной рабо-

ты было детальное исследование морфологии эвтектических колоний сложнолегированных силуминов.

Материалы и методика исследований

Материалом исследований являлись заэвтектические сложнолегированные силумины системы Al-Si-Cu, содержащие такие примеси как Fe (от 0,7 до 1,1 % масс.) и Mn (около 0,3 % масс.). Из сплава заданного состава методом центробежного литья (скорость вращения ≈ 300 об/мин) получали трубы, имеющие наружный диаметр 320 мм, толщину стенки 60 мм.

Макро- и микроструктуру образцов, вырезанных из труб, исследовали стандартными методами металлографического анализа.

Изучение фазового состава проводили с помощью методов качественного металлографического травления. Последовательное травление одного и того же места образца в нескольких реактивах позволило выявить и идентифицировать фазы по цвету и интенсивности окрашивания. Фаза CuAl_2 после травления в одном из реактивов хорошо очерчивалась и окрашивалась в светло-серый цвет; железосодержащая фаза $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ меняла цвет от серого до черного. Данные качественного анализа подтверждались результатами рентгеноструктурного и локального рентгеноспектрального анализа. Рентгеновский фазовый анализ осуществляли с помощью дифрактометра ДРОН-3М. Распределение элементов в фазах исследуемых сложнолегированных сплавов проводили на микрорентгеноспектральном анализаторе в режиме волновой дисперсии характеристического излучения.

Пространственное строение эвтектических колоний исследовали методами стереометрической металлографии, включающей в себя послойный микроанализ и растровую электронную микроскопию (JSM-35).

Результаты и их обсуждение

Исследование микроструктуры труб, полученных методом центробежного литья модифицированных натрием сложнолегированных силуминов, показали, что в узкой зоне стыка двух фронтов кристаллизации образовались полиэдрические эвтектические колонии с грубокристаллическим ободком (рис. 1).

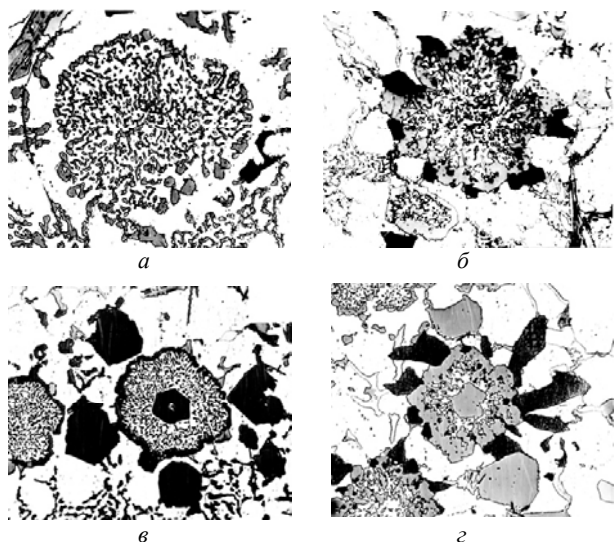


Рис. 1. Типы эвтектических колоний в сложнолегированных силуминах: а – $\times 800$; б – $\times 500$; в, з – $\times 200$

При кристаллизации отливок из заэвтектических силуминов зарождение и рост кристаллических фаз происходит как на внутренней, так и на наружной поверхностях трубы, в результате чего в поверхностных слоях формируется столбчатая структура (рис. 2, а).

Под действием центробежной силы, непрерывно уменьшающейся по мере увеличения толщины стенки отливки, в расплавах двойных заэвтектических силуминов происходит обратная ликвация: наружные слои обогащаются легкоплавкой составляющей – эвтектикой $\alpha_{Al} + Si$, имеющей большую плотность (2450 кг/м^3), а внутренние – более тугоплавкой фазой с меньшей плотностью (2370 кг/м^3) – кремнием. Примеси, такие как Cu, Ni, Fe, Mn, образующие с основными компонентами фазы, сильно различающиеся по плотности, усложняют структурообразование при центробежном литье. Эти особенности процесса кристаллизации проиллюстрированы серией микрофотографий, характеризующих структуру разных зон отливки из заэвтектического модифицированного натрием сложнолегированного силумина (рис. 2).

При равновесной кристаллизации сложные фазы $CuAl_2$, $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ и другие, образующиеся в исследуемом сплаве, входят в состав двойных эвтектик. В условиях быстрого охлаждения эти фазы могут выделяться и как первичные. Имея плотность, значительно большую, чем $\alpha_{Al} + Si$, они должны кристаллизоваться у наружной поверхности отливки. Однако, поскольку

кристаллизация поверхностных слоев отливки происходит очень быстро, а процесс расслоения в жидком металле значительно запаздывает, состав расплава у наружной поверхности отливки в начальный момент отвечает среднему составу сплава (рис. 2, б). Следующая зона обогащена тугоплавкими, имеющими высокую плотность железо- и медьсодержащими фазами (рис. 2, в). Появление в этой зоне легкоплавкой эвтектики $\alpha_{Al} + Si$ обусловлено восполнением усадки кристаллизации маточным раствором. Центральная зона отливки в основном состоит из двойной тонкодифференцированной эвтектики $\alpha_{Al} + Si$ и небольшого количества других двойных эвтектик $\alpha_{Al} + CuAl_2$, $\alpha_{Al} + (Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ (рис. 2, з). Кристаллизация этой зоны происходит в последнюю очередь, когда и от наружного, и от внутреннего слоев отливки в оставшуюся жидкость отгесняются примеси, имеющие коэффициент распределения $K < 1$. Именно в этих участках отливки образовались полиэдрические эвтектические колонии с грубокристаллическим ободком (рис. 2, д).

Важно отметить, что кристаллизация данной отливки сопровождалась не только изменениями фазового состава по ее сечению, но и степени дифференцировки двойной эвтектики $\alpha_{Al} + Si$. Видно, что степень кооперативности роста фаз в эвтектике не одинакова в разных зонах – в наружном и внутреннем она имеет вид грубого конгломерата фаз (рис. 2, б, в), в последующих слоях наряду с конгломератной появляются участки тонкодифференцированной эвтектики. В центральной зоне степень кооперативности эвтектики $\alpha_{Al} + Si$ наибольшая (рис. 2, з).

Не одинакова также форма кристаллов первичного кремния. В зоне, примыкающей к внутренней поверхности отливки, кремний имеет вид полиэдров с резко очерченными гранями (рис. 2, е). В наружной зоне отливки, т.е. там, где кристаллизация проходила с большим переохлаждением, намечается переход к округлым формам роста (рис. 2, б).

Относительно природы ликвационных явлений в центробежных отливках существуют разные точки зрения. Согласно общепринятым представлениям, появление ликвационных зон объясняется воздействием центробежной силы на первичные кристаллы и оставшийся маточный раствор. Другая точка зрения базируется на современных представлениях о кластерном строении эвтектических расплавов жидких эвтектик [2], которое характеризуется отсутствием полной молекулярной смешиваемости при небольших перегревах над точкой ликвидус и допускает возможность расслоения в жидком состоянии. К. П. Бунин первым проверил эту концепцию в опытах по центрифугированию сплавов эвтектической концентрации системы Sn-Bi [3].

В настоящее время имеется большое количество экспериментальных данных, подтверждающих существование в расплавах микрообластей, обогащенных

атомами одного сорта. Однако только строением жидкой фазы нельзя объяснить сложный характер структурообразования в центробежных отливках. Поле центробежных сил оказывает существенное влияние на перераспределение кристаллов первичных фаз и эвтектики при центрифугировании в твердо-жидком состоянии.

Что касается морфологии эвтектических колоний, характерные сечения которых приведены на рис. 1, а–г, следует отметить, что в исследуемом сложнолегированном алюминиево-кремниевом сплаве встречаются полиэдрические колонии двух типов. Колонии первого типа имеют вид, представленный на рис. 1, а, и характеризуются тонкой дифференцировкой фаз внутри колонии и незначительным огрублением ветвей кремниевого дендрита на границе колонии. Ко второму типу относятся колонии двух разновидностей, характерные сечения которых представлены на рис. 1, б, г. Колонии первой разновидности (условно назовем их «тонкими») отличаются тонкой дифференцировкой эвтектических фаз во внутренней части зерна, для второго вида («грубые» колонии) типичны более грубые сечения кремниевых ветвей как во внутренней, так и в периферийной частях колонии. Отличительной чертой этого типа колоний является наличие массивного кремниевого ободка на границе колонии.

То, что на рис. 1, б, г представлены разные колонии, а не различные сечения (центральные и периферийные) одной и той же колонии, подтверждается результатами послойного микроанализа. Не было ни одного слоя, когда бы в центральных участках «грубой» колонии наблюдались сечения более тонких ветвей кремния, чем на периферии. Также не отмечалось огрубления структуры ни на одном из разрезов центральной части тонкодифференцированной колонии.

Общими признаками двух упомянутых разновидностей колоний (рис. 1, б, г) являются следующие: полиэдрическая форма, наличие в центральных разрезах базового кристалла кремния; локализация в периферийных участках кристаллов третьей железосодержащей фазы – $(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$.

Отличительные признаки связаны с количеством и распределением третьей фазы. Анализ различных сечений, полученных при послойном микроанализе, показал, что объемная доля железосодержащей фазы в «грубых» колониях значительно больше, чем в «тонких». Огрубление структуры в колониях второго типа связано с повышенным содержанием примесей. В том случае, когда в локальном участке расплава вследствие особенностей процесса кристаллизации при воздействии, в том числе и центробежных сил, примесей оказывается мало, отмечается лишь незначительное огрубление периферийных участков колонии (рис. 1, а).

Анализ вышеперечисленных признаков позволяет сделать вывод о том, что полиэдрические колонии являются колониями двойной и тройной эвтектики. Микроструктурные исследования показали, что в центральной части колоний двойной эвтектики $\alpha_{\text{Al}} + \text{Si}$ эвтектический бикристалл тонкодифференцирован, на границе колонии наблюдается огрубление фаз и появление ячеистой структуры. Колонии трехфазной эвтектики $\alpha_{\text{Al}} + \text{Si} + (\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ имеют более грубые сечения ветвей эвтектических фаз внутри зерна и, как отмечалось выше, более массивный ободок, однако макроморфологические признаки двух этих разновидностей колоний подобны (рис. 1, б, г).

Анализ большого количества последовательных сечений колоний, а также исследование глубокоотравленных образцов в растровом электронном микроскопе

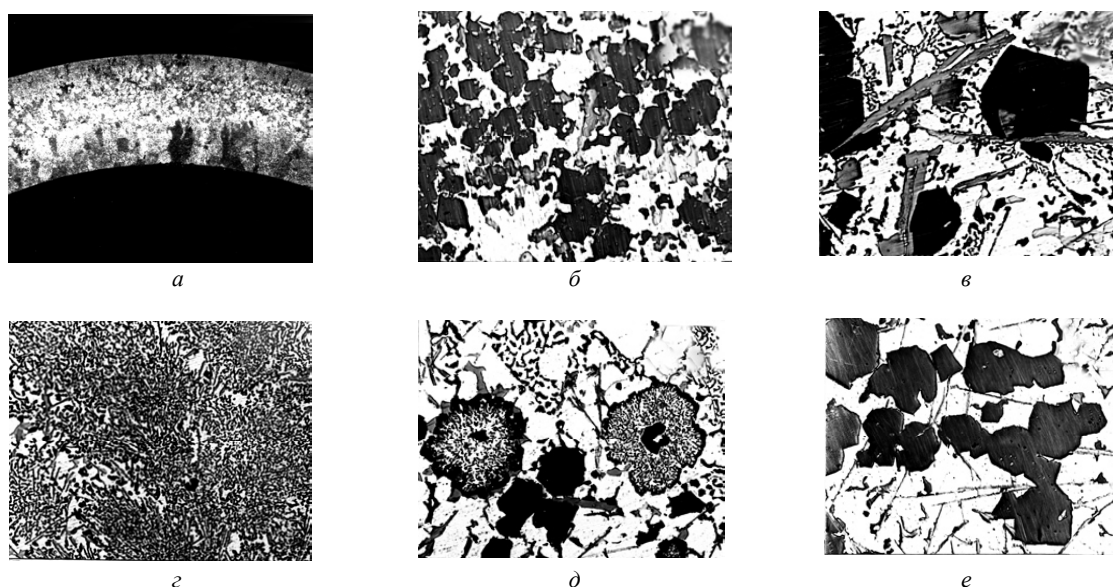


Рис. 2. Микроструктура различных зон центробежной отливки, от наружной поверхности (б) к внутренней (е) $\times 200$

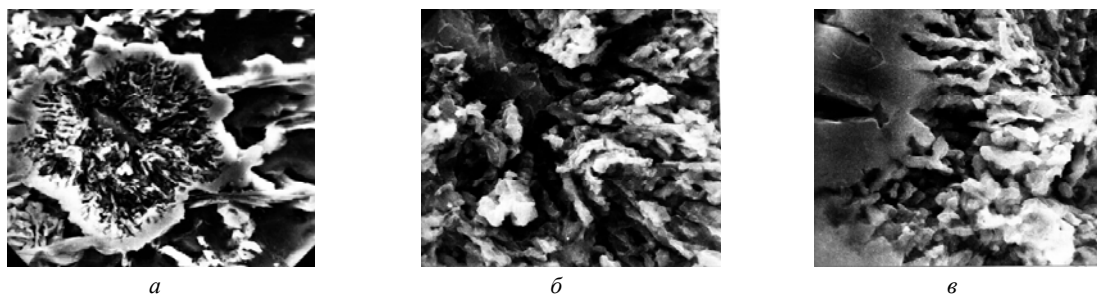


Рис. 3. Растровое изображение эвтектической колонии сложнолегированных силуминов:
 а – общий вид, $\times 860$; б – участок вблизи центра колонии, $\times 3000$; в – участок на периферии колонии, $\times 3000$

свидетельствуют о непрерывности фаз в эвтектических колониях обоих типов (рис. 3).

Определена и последовательность формирования отдельных структурных зон эвтектики. На базовом кристалле кремния зарождается двумерный дендрит второй фазы – α_{Al} – твердого раствора; таким образом, на фронте кристаллизации образуется двухфазная сетка. Собственно эвтектическая кристаллизация заключается в совместном парном росте перемежающихся ответвлений дендритов обеих фаз – кремния и α_{Al} – твердого раствора. При этом образуется эвтектика с высокой степенью кооперативности и округлыми сечениями ветвей эвтектических фаз, характерная для модифицированных силуминов. По мере удаления от генетического центра колонии и увеличения вследствие этого поверхности фронта кристаллизации, расстояние между ветвями эвтектических фаз существенно не меняется вследствие того, что происходит более или менее их регулярно повторяющееся разветвление.

В трехфазной эвтектике в зависимости от локальной вариации состава расплава фаза $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ может зарождаться как на первичном кристалле кремния (рис. 1, а), так и на ответвлениях эвтектического кремния в ходе собственно эвтектической кристаллизации (рис. 1, б). Признаком, который свидетельствовали бы о зарождении эвтектической фазы $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ на поверхности эвтектических ответвлений α_{Al} – твердого раствора, не обнаружено. Следует отметить, что стереомикроанализ не выявил изолированных включений эвтектических фаз. Все сечения эвтектических фаз, выглядевшие на снимках изолированными, в ходе переполровки по мере приближения к центру колонии неизменно оказывались связанными между собой перемычками (рис. 3).

Ободок на периферии колонии образован в результате срастания и утолщения ветвей дендрита эвтектического кремния (рис. 3, в). В трехфазной эвтектике в образовании ободка принимает участие и третья фаза эвтектики – $(Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$. Поверхности срастания зафиксированы субграницами.

Следует отметить, что неоднородность строения эвтектических колоний, а именно огрубление структу-

ры периферийных участков эвтектических колоний наблюдается и в немодифицированных силуминах, а также в сплавах других систем, в частности, в аустенитно-графитных колониях серых чугунов [4]. Многие авторы объясняют образование ободков на периферии эвтектических колоний непостоянством теплового режима в процессе их роста [5, 6]. По мере увеличения радиуса колонии происходит уменьшение линейной скорости роста эвтектических фаз. Это вызвано тем, что в процессе роста и сближения колоний происходит увеличение выделяющегося тепла кристаллизации. Вследствие этого температура остающегося жидким расплава повышается и его кристаллизация проходит при меньшем переохлаждении, что и приводит к огрублению структуры эвтектики в пограничных участках колоний.

Однако выявленные особенности строения «грубых» и «тонких» колоний, а именно различие в их дифференцировке, свидетельствуют о значительном влиянии примесей на морфологию этих колоний. Поэтому неоднородность в их строении можно, по всей вероятности, как и в [4], объяснить замедлением роста вследствие уменьшения переохлаждения не только из-за выделения тепла кристаллизации, но и вследствие накопления перед фронтом кристаллизации примесей с коэффициентом распределения $K < 1$.

В ходе исследований в сложнолегированных заэвтектических силуминах, модифицированных натрием, благодаря использованию методов стереометаллографии выявлены микро- и макроморфологические признаки эвтектических колоний, заключающиеся в следующем. Эвтектические фазы в пределах всей колонии непрерывны. Это является подтверждением механизма совместного роста кристаллов эвтектических фаз в ходе собственно эвтектической кристаллизации. Ответвления эвтектических фаз на стадии парного роста характеризуются высокой степенью кооперативности. Изменение форм роста кремния происходит в такой последовательности: гранная (первичные кристаллы кремния), округлая (эвтектический кремний), гранная (ободок).

Из изложенного следует, что формирование микро- и макроморфологии эвтектических колоний $\alpha_{Al} + Si$ и $\alpha_{Al} + Si + (Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$ в исследованных сплавах происходит по общим принципам, сформулированным ранее в [2].

Таким образом, под действием центробежных сил, приводящих к перераспределению примесей в сложнелегированных силуминах, происходит образование особого вида эвтектических колоний – полиэдрических колоний с грубокристаллическим ободком.

Выводы

1. В структуре отливок сложнелегированных силуминов, полученных центробежным литьем, выявлены полиэдрические эвтектические колонии с грубокристаллическим ободком двух разновидностей.

2. Установлено, что полиэдрические колонии, характеризующиеся тонкой дифференцировкой ветвей эвтектических фаз, являются колониями двойной эвтектики $\alpha_{Al} + Si$, а грубодифференцированные колонии – трехфазной эвтектики $\alpha_{Al} + Si + (Fe, Mn)_3Si_2Al_{15}$.

3. Структурообразование этих двух морфологических разновидностей колоний подчиняется общим закономерностям кооперативного роста эвтектических фаз.

4. Грубокристаллический ободок на периферии колоний образуется в результате срастания и утолщения ветвей дендрита эвтектического кремния при за-

медлении роста вследствие уменьшения переохлаждения на фронте кристаллизации не только из-за выделения тепла кристаллизации, но и из-за накопления примесей с коэффициентом распределения $K < 1$.

Список литературы

1. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – М. : Металлургия. – 1970 – 364 с.
2. Таран Ю. Н. Структура эвтектических сплавов / Ю. Н. Таран, В. И. Мазур. – М. : Металлургия, 1978. – 312 с.
3. Бунин К. П. К вопросу о строении металлических эвтектических расплавов / К. П. Бунин. – Изв. АН СССР, ОТН, Металлургия и топливо. – 1946. – № 2. – С. 305–307.
4. Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка. – М. : Металлургия, 1969. – 416 с.
5. Бунин К. П. Введение в металлографию / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка. – М. : Металлургиздат, 1954. – 190 с.
6. Строганов Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г. Б. Строганов, В. А. Ротенберг, Г. Б. Гершман. – М. : Металлургия, 1977. – 272 с.

Поступила в редакцию 16.04.2013

Мазур В.І., Капустникова С.В., Шпортко А.Ю., Бондарев С.В. Структуроутворення в складнолегованих заевтектичних силумінах при відцентровому литті

Досліджено будову евтектичних колоній в складнолегованих заевтектичних сплавах системи Al-Si-Cu, які містять домішки, отриманих відцентровим виливанням. Установлено, що структуроутворення двох різновидностей поліедричних евтектичних колоній з грубокристалічним обідком, які відрізняються одна від одної диференціюванням відгалужень евтектичних фаз та об'ємною часткою залізовмісної фази, підпорядковується загальним закономірностям кооперативного росту фаз.

Ключові слова: евтектика, силумін, мікроструктура, ріст кристалів.

Mazur V., Kapustnikova S., Shportko A., Bondarev S. Formation of structure in alloyed hypereutectic Al-Si alloys when centrifugal casting

The structure of eutectic colonies in complexly hypereutectic alloys of Al-Si-Cu, containing impurities, obtained by centrifugal casting is investigated. Two types of polyhedral structure formation of eutectic colonies with the coarse crystalline ring and with different branching of the eutectic phases and a volume fraction of a ferrous phase submit to the general laws of cooperative growth of phases is ascertained.

Key words: eutectic, Al-Si-Cu alloy, microstructure, crystal growth.

УДК 669.295:620.18

Д. В. Ткач, канд. техн. наук Л. П. Степанова, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький,
канд. техн. наук В. Л. Грешта

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ В ТИТАНІ BT1-0 ІЗ СУБМІКРОКРИСТАЛІЧНОЮ СТРУКТУРОЮ

Проведено дослідження впливу інтенсивної пластичної деформації на процеси рекристалізації титану BT1-0. Установлено, що температура початку рекристалізації становить 385 °С. Виявлено значне зростання мікронапружень II роду після проведення гвинтової екструзії, які можна зменшити проведенням дорекристалізаційного відпалу при температурі $t = 300$ °С упродовж 1 години.

Ключові слова: титан BT1-0, рекристалізація, гвинтова екструзія, мікронапруження.

Останнім часом широкого розповсюдження набули дослідження металів та сплавів у субмікроструктурному та нанокристалічному стані. Такі матеріали мають властивості, які суттєво відрізняються від властивостей звичайних полікристалів, що розширює спектр їх можливого використання.

В зразках титану BT1-0 формування субмікроструктурної структури із середнім розміром зерен 250 нм здійснено при інтенсивній пластичній деформації із використанням методу гвинтової екструзії [1]. Гвинтова екструзія є досить складним процесом, в якому вихідна (лита) різнозерниста структура помітно трансформується вже на перших етапах деформаційного процесу. Впродовж 1–3 циклів деформації відбувається поступове подрібнення зеренної структури, переважно в крайовій частині заготовок, та реалізуються певні зміни в характері дислокаційної структури.

Матеріал після інтенсивної пластичної деформації характеризується значним рівнем внутрішніх напружень і, відповідно, високою накопиченою енергією внаслідок наявності великої кількості дефектів кристалічної будови, що може приводити до прискорення розвитку відновлювальних процесів при подальшій термічній активації, а також до зниження температури початку первинної рекристалізації T_n^p . У зв'язку з цим певний інтерес викликають дослідження, які дозволяють установити деякі закономірності щодо характеру структурних змін при переході від наклепаного стану, сформованого при гвинтовій екструзії, до більш рівноважного при нагріванні в інтервалі температур 200–650 °С.

Для визначення температури початку рекристалізації був обраний рентгеноструктурний метод оберненої зйомки в камері КРОС (фотометод), що дозволяє прослідкувати всі етапи розвитку рекристалізаційних процесів, які проявляються в характерних змінах структури дифракційних ліній; ознакою їх початку є поява точкових рефлексів більшої інтенсивності на фоні суцільних ліній від деформованої структури.

Зйомку проводили для зразків після 1-го і 5-го циклів деформації та для відпалених зразків, отриманих гвинтовою екструзією після 5 циклів. Відпалювання проводили в печі опору в інтервалі температур 200–650 °С з інтервалом 50 °С упродовж 1 години з охолодженням на повітрі. В області температур, де були зафіксовані перші рефлексі (350–400 °С), які свідчили про початок рекристалізації, нагрів здійснювався з інтервалом у 15 °С, що дозволило достатньо точно визначити T_n^p . Зважаючи на високу накопичену при деформації внутрішню енергію субмікроструктурного титану, зниження температури початку рекристалізації з 580 °С, яка характерна для титану BT1-0 [1], до більш низьких температур є цілком можливим.

Враховуючи, що технологічний процес отримання СМК матеріалів методом гвинтової екструзії передбачає нагрівання заготовки до 400 °С, було висунуто припущення про ймовірну реалізацію динамічної рекристалізації як одного з можливих механізмів подрібнення зеренної структури безпосередньо в процесі гвинтової екструзії.

При вивченні рентгенограм деформованих зразків не спостерігалось ознак утворення рекристалізованих зародків внаслідок динамічної рекристалізації (принаймні в інтервалах їх розмірів 1...3 мкм і більше), незалежно від кількості циклів інтенсивної пластичної деформації (рис. 1, а, б). Спостерігалось суттєве поширення ліній, що є підтвердженням наявності значних внутрішніх напружень.

З метою більш якісної оцінки рівня напружень в залежності від впливу таких зовнішніх факторів, як деформація та температура, проводили вимірювання ширини дифракційних ліній з індексами HKL 105 на дифрактометрі ДРОН-1 (табл. 1). Ширина дифракційної лінії 105 після проведення 5 циклів інтенсивної пластичної деформації зросла практично в 2 рази з $11,7 \times 10^{-3}$ до $24,6 \times 10^{-3}$ радіан порівняно з вихідним (литим) зразком, оскільки в процесі гвинтової екструзії подрібнення кри-

сталітів супроводжується викривленням їх ґратки та зростанням мікронапружень другого роду. Використання лінії з великим кутом дифракції дає змогу стверджувати про превалюючий вплив внутрішніх напружень на її фізичну ширину.

Дані, отримані фотометодом, також свідчать про досить інтенсивне зростання внутрішніх напружень під час інтенсивної пластичної деформації.

Таблиця 1 – Вплив гвинтової екструзії та подальшого відпалу на ширину дифракційної лінії з індексами HKL 105

Зразок	Ширина лінії 105, радіани
литий	$11,7 \cdot 10^{-3}$
після 5 циклів деформації	$24,6 \cdot 10^{-3}$
після відпалу 350 °С	$17,8 \cdot 10^{-3}$
після відпалу 450 °С	$11,5 \cdot 10^{-3}$

При температурі 385 °С було зафіксовано появу на дифракційних лініях точкових рефлексів (8–10), які свідчили про утворення перших центрів рекристалізованих зерен (рис. 1, в). Тому цю температуру нами було обрано за температуру початку рекристалізації СМК титану, отриманого після 5 циклів гвинтової екструзії. Також спостерігалось подальше звуження дифракційних ліній і зниження рівня акомодацийних напружень в матеріалі.

Зростання температури відпалу приводить до інтенсифікації рекристалізаційних процесів із наближенням системи до більш рівноважного стану і при досягненні температури 550 °С вже формується значна кількість зародків рекристалізації (рис. 1, з). Розділення α -лінії на α_1 та α_2 також є певним свідченням того, що на цьому етапі активно реалізуються процеси зменшення внутрішніх напружень. Проте зберігаються ознаки деформованої структури, оскільки на рентгенограмах спостерігається збереження суцільності дифракційних ліній від деформованих зерен.

При відпалі 600 °С продовжується зростання новоутворених зерен та зародження нових центрів рекристалізації зі збереженням окремих елементів суцільності кільцевих ліній (рис. 1, д). І лише при досягненні температури 650 °С дифракційні лінії повністю складаються з точкових рефлексів (рис. 1, е), що вказує на повне зняття наклепу та початок збиральної рекристалізації. Для відпалених зразків, починаючи з температури 385 °С, дифракційні лінії на рентгенограмах характеризуються рівномірним азимутальним розподілом інтенсивності; також на рентгенограмах наявні і більш слабкі лінії, які не спостерігалися при низьких температурах відпалювання. Останнє дає можливість зробити висновки про зміни характеру текстури деформації в процесі рекристалізаційних процесів, що, в свою чергу, означатиме зменшення анізотропності матеріалу порівняно з деформованим станом.

Отже, за результатами проведених досліджень встановлено:

- температура початку рекристалізації субмікрористалічного титану, отриманого після 5 циклів гвинтової екструзії, становить 385 °С, що на 195 °С менше порівняно із такою характеристикою для звичайного полікристалічного титану ВТ1-0. Одержані дані визначають пріоритет у виборі наступного режиму термічної обробки – дорекристалізаційний відпал при $t = 300$ °С протягом 1 години, при якому реалізується зменшення мікронапружень II роду при збереженні високого рівня показників міцності, сформованих при гвинтовій екструзії [3].
- не виявлено ознак динамічної рекристалізації як одного з механізмів подрібнення структури при інтенсивній пластичній деформації.

Список літератури

1. Бейгельзимер Я. Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / [Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков] – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.

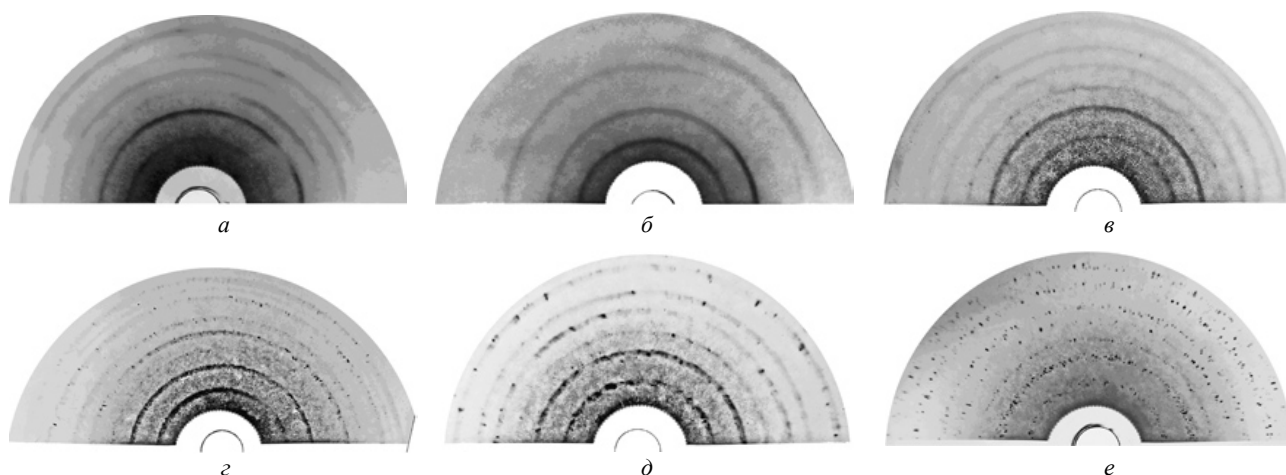


Рис. 1. Вплив ПД та термічної обробки на структурний стан титану ВТ1-0 (рентгенограми отримані в камері КРОС):

а – деформація 1 цикл; б – 5 циклів; в – відпал 385 °С; з – 550 °С; д – 600 °С; е – 650 °С

2. Солонина О. П. Жаропрочные титановые сплавы / О. П. Солонина, С. Г. Глазунов М. : Металлургия, 1976. – 448 с.
3. Павленко Д. В. Деформационное поведение и выносливость сплава ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой / Д. В. Павленко, Д. В. Ткач, В.Л. Грешта // Вестник двигателестроения. – 2011. – № 1. – С. 125–131.

Одержано 15.04.2013

Ткач Д.В., Степанова Л.П., Ольшанецкий В.Е., Грешта В.Л. Рентгеноструктурное исследование процессов рекристаллизации в титане ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой

Проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации на процессы рекристаллизации титана ВТ1-0. Установлено, что температура начала рекристаллизации составляет 385 °С. При этом зафиксировано значительное возрастание микронапряжений II рода после проведения винтовой экструзии, которые можно уменьшить проведением дорекристаллизационного отжига при температуре $t = 300$ °С в течение 1 часа.

Ключевые слова: титан ВТ1-0, рекристаллизация, винтовая экструзия, микронапряжения.

Tkach D., Stepanova L., Olshanetskyi V., Greshtha V. X-ray diffraction analysis of recrystallization processes in titanium vt1-0 submicrocrystalline structure

The influence of intensive plastic deformation on the recrystallization process in titanium VT1-0 investigated. The temperature of recrystallization beginning is 385 °C. A considerable increase in the type II microstrain after twist extrusion is fixed that can be reduced by using before-recrystallization annealing at $t = 300$ °C for 1 hour.

Key words: titanium VT1-0, recrystallization, twist extrusion, microstrain.

УДК 669.715.018

С. В. Бондарев, канд. техн. наук А. В. Мазур, д-р техн. наук В. И. Мазур

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ Al-Si СПЛАВОВ

На основании данных дилатометрии и ДСК сплавов Al-(0,8...22)%Si построена низкремнистая область диаграммы фазовых превращений. По результатам закаочно-микроструктурного анализа установлены закономерности фазовых превращений при нагреве, которые согласуются с расчетной диаграммой равновесий, включающей промежуточную ГЦК-фазу.

Ключевые слова: силумины, фазовые равновесия, фазовые превращения, метастабильная фаза.

Введение

Известно, что некоторые экспериментальные эффекты, отмечаемые в процессе затвердевания, а также при высокотемпературной эксплуатации алюминий-кремниевых сплавов не всегда находят объяснения на основе общепринятой диаграммы фазовых равновесий. Это, прежде всего, относится к одной или нескольким метастабильным фазам, зафиксированным в отливках этих сплавов. Анализ фазовых превращений с помощью диаграммы фазовых равновесий не предполагает участия метастабильных фаз, что накладывает существенные ограничения на возможность применения диаграммы к анализу термодинамических стимулов и кинетики фазовых переходов [1]. Термодинамические

расчеты диаграмм фазовых равновесий предполагает анализ термодинамических свойств заданных фаз и не учитывают временной фактор. В реальных условиях, например в технологиях литья под давлением, полужидкой штамповки, горячего прессования, когда образуются метастабильные фазы и состояния, актуальными становятся исследования метастабильных равновесий в этой системе и микроскопической кинетики фазовых переходов с участием метастабильных фаз.

Материалы и методика исследований

Из компонентов высокой чистоты были выплавлены кокильные отливки с содержанием кремния от 0,8 до 36 % масс. кремния. Температура разливки составляла 830...850 °С, температура стального кокиля перед

разливкой – 20...50 °С. Образцы для дальнейших исследований изготавливали из этих отливок методами резания с охлаждением. Исследования дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и дилатометрии были проведены на приборах Netzsch STA449C Jupiter и Netzsch DIL 402 C. При анализе экспериментальных кривых по методике, описанной в [2], выделяли температурные интервалы тепловых эффектов. Отличительной особенностью методики являлось то, что интегральный тепловой эффект разлагали на парциальные тепловые эффекты от нескольких стадий этого превращения, например, образования и распад метастабильных фаз, выделение стабильной фазы как из жидкой фазы, так и из распадающейся метастабильной фазы.

Закально-микроструктурный анализ (ЗМА) проводили в электропечи с закалкой в солевой раствор. Нагреву подвергалась серия образцов, при достижении температуры закалки нагрев останавливали и осуществляли длительную выдержку. Далее образцы нагревали до следующей температуры закалки. Температуры контролировали хромель-алюмелевой термопарой, подключенной к высокоточным цифровым вольтметрам ЦИ1516 и UNI-T 70. Точность контроля температуры выдержки – не хуже 2 °С. Испытания микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой 0,2 Н (и 0,7 Н – для кристаллов кремния). Для рентгеноструктурных исследований использовали дифрактометр ДРОН-3 с монохроматизированным Cu-K α - излучением. Микроструктуру изучали на Neophot-30 и LEO 1450 с системой LINK EDS, откалиброванной по эталонным Si и Co.

Теория и анализ полученных результатов

Как показывают расчеты [3], в заэвтектических силуминах после кристаллизации и ускоренного охлаждения до комнатной температуры возникают напряжения, растягивающие α - фазу и сжимающие кремневые пластины и стержни. Учитывая, что в таком состоянии алюминиевый твердый раствор упрочнен 1,5...3 % атомов кремния, а также масштабный фактор (характерный размер сечения кристаллов фаз – это несколько микрометров в кокильных отливках), можно предположить, что кристаллы обеих фаз могут выдерживать такие напряжения не разрушаясь и без пластической деформации. Но даже если происходит пластическая деформация алюминиевой фазы, то и после этого состояние α - фазы следует считать предельно напряженным. И это – существенный термодинамический фактор структурных превращений, происходящих при последующем нагреве образцов литого силумина. Его выражением является дифференциал функции Гиббса. В общем случае для системы с конденсированными связанными кристаллическими фазами, выражение этого дифференциала может быть записано в следующем виде:

$$dG = Vdp - SdT + \sum_{r=1}^R \sum_{m=1}^M \mu_m^r dN_m^r - \sum_{r=1}^R \sum_{b=1}^B X_b^r da_b^r + \sum_{q=1}^Q \gamma_q dA_q + \sum_{r=1}^R \int_{V^r} \sigma_{ij}^r d\epsilon_{ij}^r dV^r, \quad (1)$$

где R – число фаз в системе, dN_m^r – количество m -го компонента приходящего в фазу r ; X_b^r – интенсивный силовой параметра b и соответствующее изменение экстенсивного свойства da_b^r в фазе r ; dA_q – изменение площади межфазной границы типа q (включая свободные поверхности фаз), а γ_q – удельная поверхностная энергия такой межфазной границы; V^r – объем кристалла фазы r , который упруго деформируется в ходе структурных превращений на $d\epsilon_{ij}^r$ – изменение тензора деформации этого кристалла (следует суммировать отдельные значения всех кристаллов фазы r), σ_{ij}^r – тензор напряжений, которые связаны с тензором деформации через тензор упругих постоянных фазы r в виде $\sigma_{ij} = \sum_{kl} C_{ijkl} \cdot \epsilon_{kl}$.

Межфазные напряжения могут релаксировать тремя путями: 1) пластической деформацией одной из фаз (или нескольких) путем скольжения, двойникования или диффузионной ползучести; 2) разрушением одной из фаз с образованием разрывов; 3) изменением размеров вследствие объемных изменений при фазовых превращениях.

Нагрев литых образцов силуминов приводит не только к снижению существующих межфазных напряжений, но и к другим структурным превращениям. Прежде всего, при низких температурах наблюдается распад пересыщенного твердого раствора кремния в алюминии. Так как удельный объем α - фазы меньше, чем для продуктов распада, это приводит к снижению растягивающих напряжений или росту сжимающих. Исходя из этого, можно объяснить характер морфологии продуктов распада, представленный на рис. 1, а, механизмом направленного огрубления субмикроскопических выделений в ходе старения пересыщенного твердого раствора, разработанным Каном [4], Хиллартом [5], Хачатуряном [6] и другими. Экспериментальные исследования такого явления в области жаропрочных никелевых сплавах получило название «направленное огрубление» («направленная коалесценция» [7]) или «рафтинг» [8, 9]). Если упругая составляющая внутренней энергии играет существенную роль в ходе процесса выделений, то спинодальный распад приводит к образованию периодических или модулированных структур.

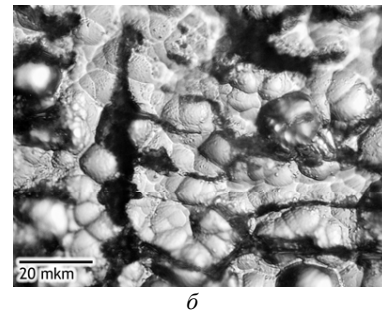
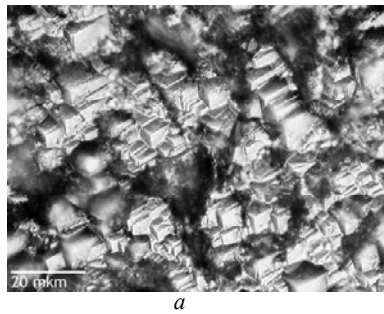
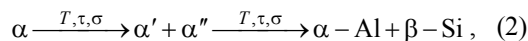


Рис. 1. Поверхність алюмінієвого твердого розчину після глибокого травлення:

a – після старіння при 350 °С, *б* – в литому стані.

Сильное пересыщение α - фазы в литом состоянии может способствовать спинодальному механизму. Это объясняет внутрифазное перераспределение атомов кремния в α - фазе в результате [3] восходящей диффузии. Но на каком-то этапе необходимо образование зародыша кремния. Распределение этих зародышей уже имеют периодический характер и пластинчатую форму (рис. 1, *a*), что находится в согласии с [6]. Пластинки растут ориентировано вдоль оптимальной плоскости сопряжения из-за того, что коэффициент поверхностного натяжения (5-е слагаемое в формуле 1) мал, по сравнению с упругой энергией несовместимости (часть 6-го слагаемого в формуле 1) в плоскости сопряжений. Габитус пластин кремния – (001) с ориентировкой параллельной направлениям (100) в решетке α - фазы. Эти структурные изменения можно описать следующей схемой [3]:



где α – сильно пересыщенный твердый раствор кремния в алюминии, в литом состоянии, α' и α'' – продукты спинодального распада, $\alpha - \text{Al}$ и $\beta - \text{Si}$ практически чистые алюминий и кремний, формирующие пластинчато-периодическую морфологию.

Но при нагреве выше 400 °С КТР сплава возвращается от аномально высоких значений $40 \dots 50 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ к обычным значениям, которые совпадают с расчетными $17 \dots 19 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Это очевидно связано с исчерпанием атомов кремния, растворенных в α - фазе, и с тем, что предельная равновесная растворимость начинает заметно увеличиваться. Однако, проведенные расчеты не дают однозначного ответа о том, снизились ли благодаря процессу распада растягивающие напряжения в алюминиевой матрице сплава до нуля. Наиболее интересным и непротиворечивым вариантом объяснений структурных изменений окажется гипотеза о сохранении (или возвращении) растягивающих напряжений в α - фазе. Дело в том, что возникновение сжимающих напряжений в α - фазе может быть существенно и легко компенсировано дополнительным растворением кремния. Напротив, сохранение растягивающих напряжений вступает в противодействие увеличивающейся растворимости кремния в α - фазе. Это противоречие должно как-то разрешиться, и с этим и связан процесс, происходящий в ходе нагрева литых образцов в температурном интервале 490...520 °С. Для понимания его, ключевыми являются следующие замеченные в исследованиях факты. Во-первых, это – резкое расширение сплава в узком интервале температур около 500 °С на кривых дилатометрии, что также уже указывалось в [10, 11]. Во-вторых, на кривых зависимости микротвердости кристаллов первичного кремния и особенно эвтектических структурных составляющих различной морфологии (рис. 2) также наблюдается пики в образцах закаочно-микроструктурного анализа, достигших температуры нагрева, точное значение которой зависит от других случайных факторов серии экспериментов.

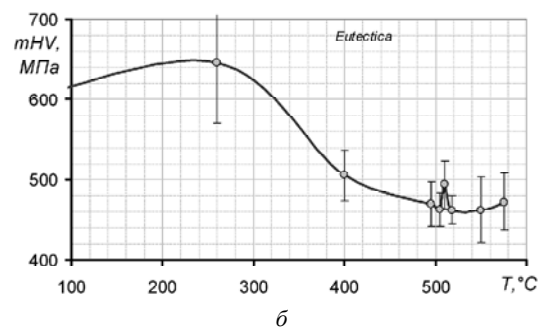
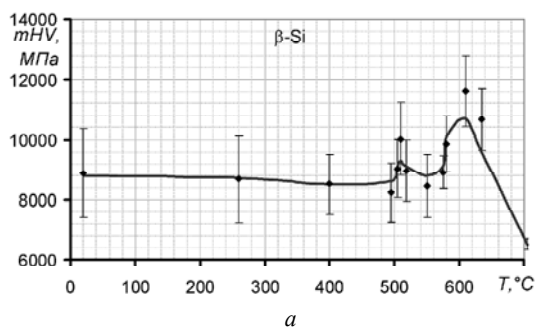


Рис. 2. Микротвердость структурных составляющих образцов ЗМА:

a – кристаллов первичного кремния; *б* – эвтектики

В-третьих, в этих же образцах наблюдается резкое повышение параметра твердого раствора на базе алюминия (рис. 3).

Кроме того, результаты количественной металлографии показывают подобное нарушение монотонного хода зависимости объемной доли кремниевой фазы в эвтектической структурной составляющей нерегулярной пластинчатой морфологии (рис. 4).

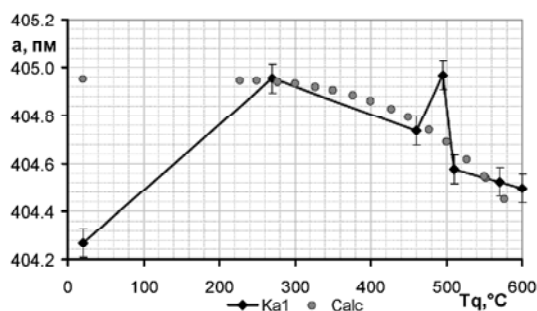


Рис. 3. Параметр решетки твердого раствора на базе алюминия в образцах в зависимости от температуры закалки

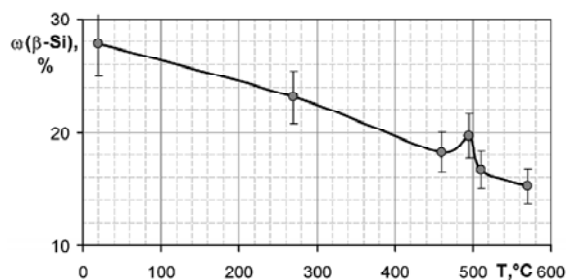


Рис. 4. Изменение объемной доли высококремнистой фазы после обработки при указанных температурах в нерегулярной пластинчатой эвтектике

Температуры этих явлений согласуются в пределах образцов одной серии экспериментов, а в микроструктуре при этом наблюдается повышенная травимость алюминиевой матрицы сплава. О структурном или фазовом превращении свидетельствуют, помимо дилатометрических, и тепловые эффекты в ходе нагрева литых образцов силуминов всех исследованных составов. Об этом можно судить по экспериментальной диаграмме, отражающей наличие этих явлений. В фазовом пространстве с координатами химический состав – температура нанесены точки температуры начала эффектов, определенных при анализе кривых ДСК и дилатометрии. Построенный таким образом участок экспериментальной диаграммы нагрева сплавов системы Al-Si представлен на рис. 5.

На этой диаграмме видно, что в литых образцах практически всех сплавов происходят превращения в интервале температур 200...300 °C. Эти превращения, по-видимому, следует связывать с рассмотренными выше процессами распада пересыщенной и растянутой α -фазы. Некоторое превращение (структурное или фазовое) наблюдается также вблизи 500 °C.

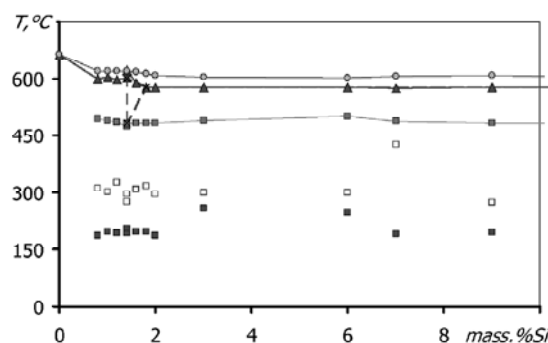


Рис. 5. Участок экспериментальной диаграммы нагрева сплавов системы Al-Si

Но обратим также внимание на аномальный ход линии солидуса в сплава с содержанием кремния ниже 1,8 %. Линия солидус близка к линии ограниченной растворимости кремния в альфа-фазе на диаграмме стабильных равновесий, но при содержания кремния ниже 1,4 % температура начала плавления сплавов становится практически постоянной – $600 \pm 3^\circ \text{C}$. Это свидетельствует о невариантном равновесии, температура которого на 22° выше эвтектической.

Наблюдаемые явления не удается объяснить на основе пластическая деформация под действием межфазных напряжений, так как она не снимает напряженное состояние полностью и возрастает относительный вклад химического фактора в формуле 1.

Можно предположить фазовое или структурное превращение в одной из фаз, сопровождающееся увеличением удельного объема продукта (или продуктов) превращения по сравнению с исходной фазой. В научной литературе не упоминаются фазовые превращения в кремнии при рассматриваемых температурах [12]. Рентгеноструктурные исследования не зафиксировали признаков образования третьей фазы и уменьшения объемной доли кремниевого твердого раствора. Данные об изменении периода решетки кремниевого твердого раствора нельзя считать прецизионными, но качественно они не свидетельствуют о расширении решетки после нагрева до температур указанного интервала. Также из научных публикаций следует, что равновесная растворимость алюминия, кислорода, железа, магния и других возможных примесных элементов чрезвычайно мала. Подвижность атомов этих примесей при температурах вплоть до эвтектической очень низкая, так что даже длительные высокотемпературные выдержки не приводят к структурным преобразованиям [13].

Рассмотрим гипотезу о сохранении существенного уровня растягивающих напряжений в характерных продуктах распада пересыщенного твердого раствора при нагреве выше 400 °C. Очевидно, что сначала эти напряжения будут препятствовать обратному растворению кремния в алюминиевой фазе, но в какой-то момент термодинамический выигрыш от растворения превысит изменения в уровне упругой составляющей внут-

ренней энергии системы – растворение начнется. Наличие растягивающих напряжений способствует образованию и сохранению избыточных вакансий во время растворения кристаллов кремния в алюминиевой фазе, то есть способствует эффекту Френкеля. С увеличением температуры растет и растворимость кремния в алюминии, и скорость растворения, и равновесная концентрация вакансий. Таким образом, вакансий в α -фазе может образоваться необычайно много – и они будут способствовать увеличению удельного объема матрицы, приводящие к снижению межфазных напряжений. В ходе этого процесса состояние α -фазы не будет однородным – в одних местах будет повышена концентрация вакансий, в других – атомов кремния. По сути, в какой-то момент будет существовать два (а может, и больше) твердых раствора, изоструктурных, но различающихся и химическим составом, и параметром решетки. Согласно [6], такая конфигурация микроструктуры может быть метастабильно устойчивой. По-видимому, дальнейшее повышение температуры и времени выдержки приводит к тому, что алюминиевая фаза с вакансиями избавляется от избыточных вакансий, растворяет атомы кремния до предела, а напряжения релаксируют деформацией по механизмам ползучести. При этом, возможно, у сплава проявятся свойства сверхпластичности. В структуре заэвтектических силуминов остается только твердый раствор кремния в алюминии, но еще длительное время он имеет устойчивое микрогетерогенное строение [14].

Если рассматривать вслед за [6, 15] вакансии как компонент системы в поле напряжений, то представляется возможным произвести термодинамический расчет для проверки гипотезы о метастабильной устойчивости двух твердых растворов на базе алюминия.

Расчет проводили с применением программного обеспечения и базы данных для термодинамических расчетов FactSage. Исходными условиями для расчета были возможности существования следующих фаз:

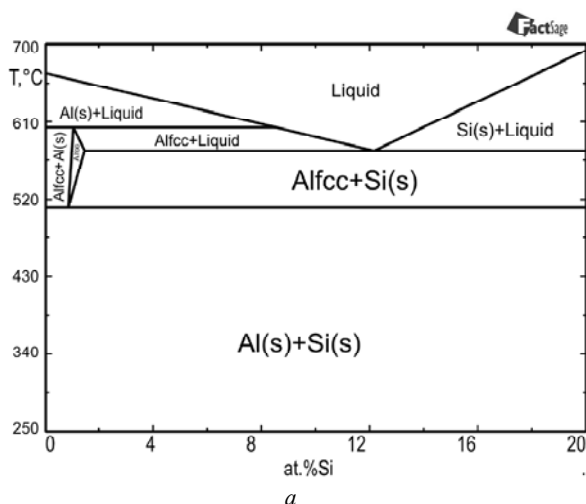


Рис. 6. Гипотетическая диаграмма Алюминий-Кремний-Вакансии [11] (а) и гипотетическая диаграмма метастабильных фазовых равновесий для сплавов в условиях высокоскоростной кристаллизации [16] (б)

алюминиевой фазы с ГЦК решеткой и избыточными растворенными вакансиями, алюминиевой фазы с ГЦК решеткой и растворенными атомами кремния, твердый раствор алюминия на базе кремния и жидкая фаза. Результат расчета программы представлен на рис. 6, а. С учетом этой диаграммы становится понятна природа тепловых эффектов на кривых ДСК и линейных на dilatометрических кривых (рис. 5).

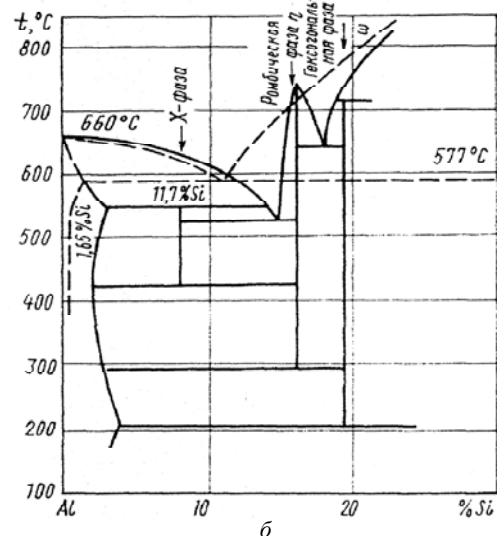
Особенно важный экспериментальный результат заключается в обнаружении перитектического плавления промежуточной фазы, что согласуется с расчетной диаграммой и подтверждается результатами заочно-микроструктурного анализа. А именно – верхняя граница температурного интервала устойчивости алюминиевого твердого раствора достигает 620 °С. Отметим, что гипотеза о перитектическом превращении в области низких концентраций кремния в силуминах при быстром охлаждении рассмотрена впервые в [16], где на основании фазовых и микроструктурных исследований образцов силуминов предложена диаграмма метастабильных равновесий (рис. 6, б). Обращает на себя внимание то, что перитектическое равновесие в области низкой концентрации кремния присутствует на обеих этих диаграммах.

Выводы

Показано, что напряженное состояние кристаллов эвтектических фаз существенно влияет как на параметры фазовых равновесий, так и на микроскопическую кинетику фазовых превращений в сплава Al-Si.

Построена экспериментальная диаграмма фазовых превращений (диаграмма плавкости), на которой в области низких концентраций выявлено перитектическое плавление промежуточной фазы.

Выполнено термодинамическое моделирование фазовых равновесий в системе алюминий-кремний с участием промежуточной фазы, изоморфной α -твердому раствору с ГЦК решеткой. Установлено качествен-



ное согласие между диаграммой плавкости и расчетной диаграммой фазовых равновесий.

Список литературы

1. Мазур В. И. Об использовании пространства представлений химический потенциал – температура для построения диаграмм фазовых равновесий / В. И. Мазур, В. Е. Олшанецкий // Научные труды Международной конференции «Эвтектика VI». Запорожье, Украина. 23–26 сентября 2003. – Запорожье, 2003. – С. 43–49.
2. Мазур В. И. Теория эвтектического превращения за 25 лет : успехи, проблемы, перспективы / В. И. Мазур, Ю. Н. Таран // Научные труды Международной конференции «Эвтектика VI». Запорожье, Украина. 23–26 сентября 2003. – Запорожье, 2003.
3. Mazur A. V. Low-temperature Phase transformations phenomena in the Al-21.5 % Si alloy / Mazur A. V., Gasik M. M. // Kovove Mater. 43, 2005, P. 389–403.
4. Larche F. A linear theory of thermochemical equilibrium of solids under stress / F. Larche, J. W. Cahn // Acta Metallurgica, Vol. 21, Issue 8, August 1973, P.1051–1063, ISSN 0001-6160, 10.1016/0001-6160(73)90021-7. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616073900217>.
5. Cahn J. W. Free energy of a nonuniform system. I. Interfacial free energy / J. W. Cahn, J. E. Hilliard // J. Chem. Phys. – 1958. – N 28. – 258 p.
6. Хачатурян А. Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов / Хачатурян А. Г. – М. : Наука, 1974. – 384 с.
7. Rebecca A. The development of directional coarsening of the γ' precipitate in superalloy single crystals / Rebecca A., MacKay, Lynn J. Ebert // Scripta Metallurgica, Vol. 17, Issue 10, October 1983, P. 1217–1222, ISSN 0036-9748, 10.1016/0036-9748(83)90287-9. (<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0036974883902879>)
8. Sikka V.K. «Rafting» in neutron irradiated tungsten / Sikka V.K., Moteff J. // Journal of Nuclear Materials, Vol. 46, Issue 2, March 1973, P. 217–219, ISSN 0022-3115, 10.1016/0022-3115(73)90139-6 (<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022311573901396>).
9. Gayda J. Monte Carlo-finite element model for strain energy controlled microstructural evolution: «rafting» in superalloys / Gayda J., Srolovitz D. // Acta Metallurgica, Volume 37, Issue 2, February 1989, P. 641–650, ISSN 0001-6160, 10.1016/0001-6160(89)90248-4. (<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0001616089902484>).
10. Mazur A. V. Metastable phase transformations in the Al-21.5 wt. % Si alloys / A. V. Mazur // Теория и практика металлургии : научн. тр. междунар. конф. «Эвтектика VII», № 4–5, июль-октябрь 2006 г. – Днепропетровск, 2006. – С. 75–78.
11. Мазур А. В. О структурных превращениях в сплавах Al-Si в твердом и твердо-жидком состояниях / Мазур А. В., Мазур В. И. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2008. – № 1. – С. 11–15.
12. Мазур А. В. Исследование кристаллического кремния в широком температурном интервале при нормальном давлении / Мазур А. В., Карпец М. В. : научн. тр. междунар. конф. «Эвтектика VI». Запорожье, Украина. 23–26 сентября 2003. – Запорожье, 2003.
13. William T. Precipitation of Aluminum in the Silicon Phase Contained in W319 and 356 Aluminum Alloys / William T., Donlon // Metallurgical And Materials Transactions A. Vol. 34a, March 2003. – P. 523–529. Url: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-003-0088-y> // Doi: 10.1007/s11661-003-0088-y
14. Глазов В. М. Микротвердость металлов / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М. : Металлургиздат, 1962. – 224 с.
15. Лаптев И. Н. Диаграмма фазовых превращений в сплавах «железо-углерод-вакансии» в полях упругих напряжений / И. Н. Лаптев, А. А. Пархоменко // Вопросы Атомной Науки и техники. – 2004. – № 3. Физика Радиационных Повреждений и явлений в твердых телах. – С. 31–37.
16. Мазур В. И. Структурообразование в силуминах при высокоскоростной кристаллизации / В. И. Мазур, В. З. Куцова, К. И. Узлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 3. С. 50–56.

Одержано 16.04.2013

Бондарев С.В., Мазур О.В., Мазур В.И. Фазові рівноваги та фазові перетворення під час нагріву Al-Si сплавів

На підставі даних дилатометрії та ДСК сплавів Al-(0,8...22)%Si побудована область низьких концентрацій кремнію діаграми фазових переходів. За результатами гартувально-мікроструктурного аналізу встановлені закономірності фазових перетворень під час нагріву, які узгоджуються з розрахунковою діаграмою рівноваги, що містить проміжну ГЦК-фазу.

Ключові слова: силуміни, фазові рівноваги, фазові перетворення, метастабільна фаза.

Bondarev S., Mazur A., Mazur V. Phase equilibria and phase transformations in Al-Si alloys during heating

Low-silicon-content region of phase transitions diagram was built basing on the data of dilatometry and DSC of Al-(0.8...22)% Si alloys. According to the results of hardening-microstructural analysis rules of phase transformations during heating of Al-Si alloys were ascertained. The transformations conform with the calculated equilibrium diagram, that contains intermediate fcc-phase.

Key words: Al-Si alloys, phase equilibrium, phase transformation, metastable phase.

УДК 620.184+669.017:539.42

Канд. техн. наук О. А. Глотка, канд. техн. наук В. С. Вініченко

Уаціональний технічний університет, м. Запоріжжя

СТАТИЧНЕ РУЙНУВАННЯ W-Ni-Fe СПЛАВУ

Розглянуто природу статичного руйнування сплаву системи W-Ni-Fe після випробування на розтяг. Встановлено характер та механізм розвитку тріщини по структурних складових матеріалу.

Ключові слова: руйнування, сплав системи W-Ni-Fe, інтеркристалітне та транскристалітне руйнування, скол.

Вольфрам та його жароміцні сплави використовують при виготовленні соплових апаратів реактивних двигунів, носових обтікачів, передніх крайок та відповідальних деталей в ракетній техніці [1]. Всі ці сплави виготовляються ливарним методом через високу міцність та невелику пластичність, погано обробляються тиском та різанням. Тому при виготовленні виробів зі сплавів типу ВНЖ (W-Ni-Fe) використовується метод порошкової металургії, який дає змогу підвищити технологічні можливості (пластичність, штампованість і обробку різанням).

Велика кількість виробів (частини рубильників, викиачів, електродів для контактного зварювання, роторів гіроскопів, радіаційних екранів, контейнерів для зберігання радіоактивних відходів, частин керма літаків, ракет з високою масою та ударних частин снарядів), які вийшли з експлуатації, накопичилася на підприємствах машинобудівної галузі, тому впровадженню нових технологій з використанням W-Ni-Fe сплаву є перспективним напрямком.

Сплави типу ВНЖ або, як їх іноді називають, «важкі сплави», виготовляються спіканням вольфрамового порошку з сумішшю порошків нікелю і заліза (іноді залізо замінюють міддю) [2] з відношенням Ni : Fe (Cu) – 7:3 або 1:1. Цей матеріал спікається при більш низьких температурах, ніж металокерамічний вольфрам.

При виготовленні вказаної композиції використовують відповідні порошки чистих металів, які пресують на гідравлічних пресах під тиском 100...200 МПа. Виникнення пор у сплаві пояснюється не лише тим, що при пресуванні неможливо отримати 100 % щільності, а ще й тим, що у сплаві знаходяться поверхнево активні домішки (які неможливо усунути з порошків). Вони розташовуються на поверхні між вольфрамом і розтопленою фазою, чим перешкоджають змочуваності зерен [3], це і призводить до утворення пор.

Таким чином, дослідження процесів руйнування сплаву системи W-Ni-Fe дає змогу оцінити та спрогнозувати поведінку матеріалу в процесі експлуатації.

Матеріал і методики досліджень

Сплав системи W-Ni-Fe має співвідношення елементів, яке відповідає ТУ 48-19-54-91 та ТУ 48-19-28-82.

Встановлений фазовий склад сплаву відрізняється від складу наведеного у відповідних політермічних перерізах діаграм. Структура складається з α твердого розчину на основі вольфраму, γ - твердого розчину на основі нікелю, ізоstrukturних фаз (Fe,Ni)W та фази Ni_4W . При цьому інтерметалід Ni_4W був зареєстрований вперше у вказаній системі [4]. Розподіл елементів за площиною шліфа показав, що вольфрам у великій кількості наявний у сферичних вкрапленнях, а зв'язка складається з нікелю, заліза та вольфраму [5].

Дослідження зламів виконували на растровому електронному мікроскопі «РЕМ-106І», що оснащений системою енергодисперсійного аналізу за прискорювальної напруги 30 кВ у вторинних електронах. Кількісний рентгеноспектральний мікроаналіз виконано порівнянням одержаних спектрограм з еталонними, які записані в базу комп'ютера від еталонних матеріалів. Точність детектування елементів спектрометром знаходилася на рівні 0,1 % (мас.).

Результати дослідження та їх аналіз

Руйнування відбувалося при випробування на розтяг стандартних зразків відповідно ГОСТ 1497-84. Після руйнування отримали фрактограми наступного виду (рис. 1).

Руйнування зразків відбулося за змішаним механізмом, тобто коли одночасно наявне руйнування за інтер- та транскристалітним типом. Це свідчить про вплив декількох факторів, які змусили руйнування відхилитися

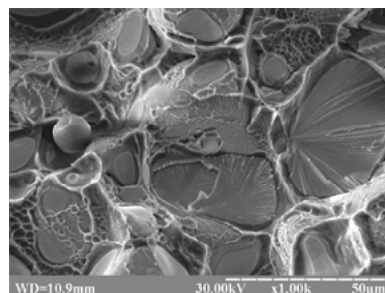


Рис. 1. Злам сплаву системи W-Ni-Fe після статичного руйнування

від одного якогось механізму. На мікрофотографіях чітко спостерігаються ділянки з внутрізереним сколом та міжзеренним руйнуванням. Як зкол так і міжзеренний розвиток тріщини є низькоенергоємними механізмами руйнування, одночасне протікання обох процесів свідчить про ефективне напруження розщеплення по границях зерен і внутрізереного сколу, які приблизно рівні. При цьому якщо шлях руйнування по межах зерен є вигідним, то тріщина розповсюджується неперервно по всьому перетину виробу, а якщо напруження сколу відносно невелике, на тих ділянках, які не зруйнувалися за міжзеренним механізмом, то руйнування може йти за шляхом сколу.

Більш докладний розгляд окремих ділянок руйнування виявив те, що внутрізеренний скол іде по частинках, що складаються з твердого розчину на основі вольфраму, оскільки це типово саме для металів з о.ц.к. граткою. На знімку чітко можна виміряти розмір зерна та проспостерігати картину розповсюдження джерельного візерунка всередині зерна, що починається на межі розділу (рис. 2). Чітко розрізнявальні джерельні візерунки уявляють собою сходинок між різними локальними фасетками сколу. Сходинок є результатом зколу вздовж площин сколу другого порядку, що прямують у бік зменшення енергії руйнування шляхом поєднання, подібно джерельцям у напрямку розповсюдження тріщини.

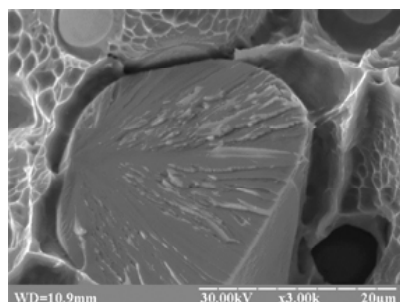


Рис. 2. Ділянка внутрізереного руйнування сплаву системи W-Ni-Fe

Висота сходинок пов'язана з кутом між віссю напруження розтягнення і напрямком площини сколу. На мікрофотографії рис. 2 спостерігається незначна розвиненість джерел сколу, що свідчить про орієнтування зерна під кутом, що наближається до 90° відносно осі розтягування. Таке орієнтування забезпечує легке розповсюдження руйнування вздовж невеликої кількості площин.

Докладний аналіз інтеркристалітного механізму руйнування в сплаві системи W-Ni-Fe виявив те, що по границях зерен руйнування відбувається з присутністю так званого в'язкого руйнування шляхом утворення мікропор з наступним їх злиттям (рис. 3).

Пори зароджуються на границях розподілу між зернами, тобто в місцях зі зниженою енергією зв'язку вони зростають до того моменту, коли відбувається злиття

сусідніх пор між собою, залишаючи після себе на поверхні руйнування напівсферичні полості, які називають ямками. Форма ямок не спотворена, рівновісна, оконтурена гребнями відриву, має подібний характер по всьому зразку.

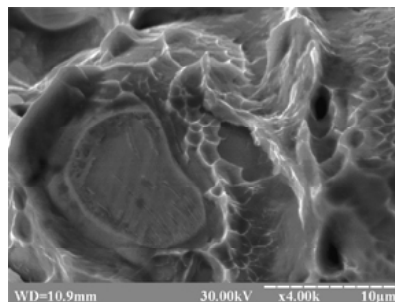


Рис. 3. Ділянка в'язкого руйнування сплаву системи W-Ni-Fe

Такий характер руйнування пов'язаний з тим, що частинки вольфраму зв'язані між собою фазою-зв'язкою, яка складається з твердого розчину на основі нікелю який є пластичним матеріалом.

Висновки

Таким чином руйнування сплаву системи W-Ni-Fe є складним, розвиненим та характерним для сплавів виготовлених порошковою металургією. Перехід від одного механізму руйнування до іншого пов'язано з неоднорідністю в структурі, насамперед великою різницею в механічних властивостях структурних складових. Отже механізми руйнування сплаву не мають великої енергоємності, тому при конструюванні виробів з цього матеріалу необхідно враховувати вказану особливість.

Список літератури

1. Савицкий Е.М. Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов. – М. : Наука, 1971. – 356 с.
2. Твердые сплавы и тугоплавкие металлы: сб. науч. трудов / под ред. В. И. Троценко. – М. : Металлургия, 1976. – С. 280–287.
3. Тяжелые сплавы типа ВНЖ-90. I. Влияние легирования и режимов получения порошков вольфрама на их строение, микроструктуру и свойства спеченных сплавов / [К. Б. Поварова, П. В. Макарова, А. Д. Ратнер и др.] // Металлы. – 2002. – № 4. – С. 39–48.
4. Глотка О. А. Природа важкотопкого брукху та встановлення закономірностей розподілу хімічних елементів по фазовим складовим / О. А. Глотка, В. Л. Грешта, А. Д. Коваль // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 2. – С. 21–25.
5. Глотка О. А. Розробка та аналіз структурно-фазового стану Ni-W та Fe-W стопів на основі важкотопкого W-Ni-Fe брукху для легування спеціальних матеріалів у газотурбобудуванні [Текст] : дис. ... канд. тех. наук : 05.16.01 / Глотка О. А. – Запоріжжя, 2011. – 166 с.

Одержано 20.05.2013

Глотка А.А., Винниченко В.С. Статическое разрушение W-Ni-Fe сплава

Рассмотрено природу статического разрушения сплава системы W-Ni-Fe после испытания на растяжение. Установлено характер и механизм развития трещины по структурным составляющим материалу.

Ключевые слова: разрушение, сплав системы W-Ni-Fe, интеркристаллитное и транскристаллитное разрушение, скол.

Glotka A. Vinichenko V. Static destruction of W-Ni-Fe of an alloy

The nature of static destruction of alloy W-Ni-Fe system after tension test was considered. Character and mechanism of crack development on structural components of material was established.

Key words: destruction, W-Ni-Fe system alloy, intercrystallite and transcrystallite destruction, cleavage.

УДК621.762.8:538.9:669.017.1

Д-р фіз-мат. наук Г. П. Брехаря¹, Т. В. Гуляєва², О. А. Харитоновна³, Т. І. Прибора²¹ Інститут металофізики НАН України, м. Київ;² Національний технічний університет, м. Запоріжжя;³ Державний технічний університет, м. Дніпродзержинськ

ВПЛИВ ЗОВНІШНІХ ТИСКІВ НА СТРУКТУРУ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ МАГНІТІВ

Досліджувалось вплив зовнішніх тисків на структурні перетворення та магнітні властивості спечених магнітів складу $Nd_{14,9}Fe_{77,1-x}C_xB_{6,5}Cu_{0,15}Ti_{1,35}$ ($x = 0, 1-1,1 \text{ \% ат}$). Швидко загартовані аморфно-кристалічні плівки, які у вихідному стані мали в складі фази $Nd_2Fe_{14}B$, $NdCu_2$ та аморфну складову, поміщали у прес-форму та перед спіканням стискали під пресом (0,5; 3; 9,5; 12 МПа), потім скріплювали за допомогою болтів і у стисненому стані поміщали у вакуумну піч для спікання. За рахунок різниці коефіцієнтів лінійного розширення болтів та прес-форми при нагріванні створювався додатковий тиск на зразок, який за теоретичними розрахунками досягає 1 ГПа. Спікання при температурі 1323 К призводить до кристалізації аморфної складової, а наявні кристалічні фази збільшувалися в розмірах. Зниження температури спікання від 1323 К до 973 К сприяє зменшенню розмірів зерен складної фази $NdCu_2$, яку згідно з класифікацією І. С. Мірошніченка необхідно назвати фазою з обмеженою метастабільністю. Утворені нанорозмірні (50 нм) частки фази $NdCu_2$ сприяють гальмуванню границь доменів, що в свою чергу підвищує коерцитивну силу спечених компактів від 200 до 1350 кА/м.

Ключові слова: спікання, метастабільна фаза, стискальні напруження, коерцитивна сила.

Вступ

Дослідження термодинамічних умов утворення нанорозмірних часток у готових постійних магнітах, що виготовляються на основі систем Fe-Nd-B є актуальною проблемою. Для магнітожорстких матеріалів значне підвищення властивостей відбувається лише в тому випадку, коли розмір зерна в магніті стає співрозмірним з розмірами монодоменної частки, а розмір немагнітних включень у зерні порівнюється з розмірами доменних стінок, у цьому випадку спрацьовує два механізми підвищення коерцитивної сили:

- пригнічення доменів зворотної намагніченості;
- гальмування границь доменів на немагнітних включеннях (піннінг-ефект).

Матеріали та методика досліджень

У роботі проводиться дослідження впливу зовнішніх стискаючих напруг на структурно-фазовий склад спечених магнітів.

Для дослідження вибрали сплави на основі системи Fe-Nd-B, леговані міддю, титаном та вуглецем $Nd_{14,9}Fe_{77,1-x}C_xB_{6,5}Cu_{0,15}Ti_{1,35}$ ($x = 0, 1-1,1 \text{ \% ат}$). Елементи Cu та Ti є поверхнево активними і, згідно з попередніми дослідженнями сприяють підвищенню коерцитивної сили та залишкової індукції [1-3]. Вуглець, на думку більшості дослідників, негативно впливає на властивості постійних магнітів.

Вихідні матеріали для спікання в умовах стискальних напруг отримали методом спінінгування сплавів з

рідкого стану на установці «Лента-3» – Харківський фізико-технічний інститут.

Методами металографічного (OLIMPYS IX-70), рентгеноструктурного (Дрон 3,0) та електронно-мікроскопічного аналізу (JEOL JSM-6360LA), досліджено структуру та фазовий склад плівок (лусочок), що отримані в результаті гартування з рідкого стану. Встановлено, що вихідні плівки (лусочки) мають аморфну, або аморфно-кристалічну структуру. Схильність до утворення аморфного або мікрокристалічного стану проявляється зі збільшенням вмісту вуглецю. Основними фазовими складовими вихідних плівок, окрім аморфної, є фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, $\text{Nd}_{11}\text{Fe}_4\text{B}_4$, Nd та x -фаза, яку в роботі ідентифіковано як фазу NdCu_2 , що існує в системі Nd-Cu , при 75 % ат. Cu [9]. Це конгруентний інтерметалід з явно вираженим куполом, що кристалізується при температурі 840 °С, структурний тип Pnma (62), з параметрами ґратки, $a = 0,7302 \text{ нм}$, $b = 0,4569 \text{ нм}$, $c = 0,5578 \text{ нм}$, тобто для такого сплаву x -фаза слід назвати за класифікацією І. С. Мірошниченка як фазу з обмеженою метастабільністю [4].

У подальшому для отримання спечених магнітів продукти гартування поміщали у прес-форму виготовлену з нержавіючої сталі 12Х18Н10Т. Прес-форму з плівками (лусочками) поміщали під механічний прес, де проводилось ущільнення під тиском від 0,5 МПа до

12 МПа. За допомогою болтів (30ХГСА) прес-форма фіксувалась у стиснутому стані і після цього поміщалась у вакуумну піч для спікання лусочок.

Як зазначено, матеріал прес-форми та болтів підбирався таким чином, щоб за рахунок різниці у коефіцієнтах лінійного розширення створити додатковий тиск на матеріал компакту (плівки, лусочки) у процесі спікання.

Використовуючи закон Гука та відомі коефіцієнти лінійного розширення матеріалів [5], з яких виготовлена прес-форма і болти, застосовуючи метод кінцевих елементів та математичний алгоритм у програмі ANSYS провели розрахунки додаткового тиску, що виникає під час нагріву у вакуумі від кімнатної температури до температури 1200 К. Максимальний термічний тиск 895,8 МПа було отримано при температурі 673 К, а на проміжку температур від 679 К до 1193 К тиск незначно зменшується, але залишається на рівні 860 МПа (рис. 1). Таким чином, тиск, який отримано на рахунок різних коефіцієнтів лінійного розширення прес-форми та болтів становить 0,9 ГПа, що можна віднести до надвисоких тисків.

У подальшому, використовуючи сумарний ефект тиску первинного ущільнення під механічним пресом та додаткового термічного тиску, досліджено структуру, фазовий склад і магнітні властивості спечених компактів.

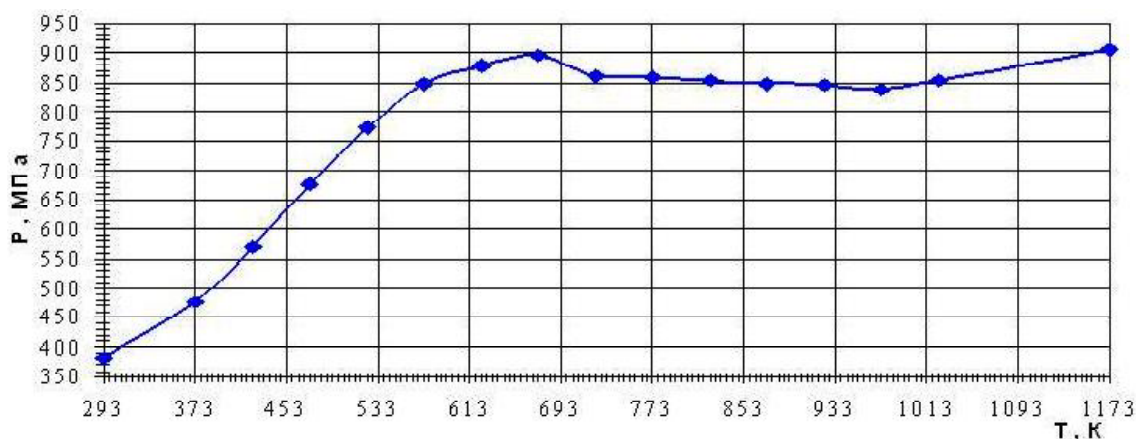


Рис. 1. Залежність тиску на зразок, що виникає при нагріванні прес-форми у вакуумі за рахунок різних коефіцієнтів лінійного розширення прес-форми та болтів, що їх скріплюють

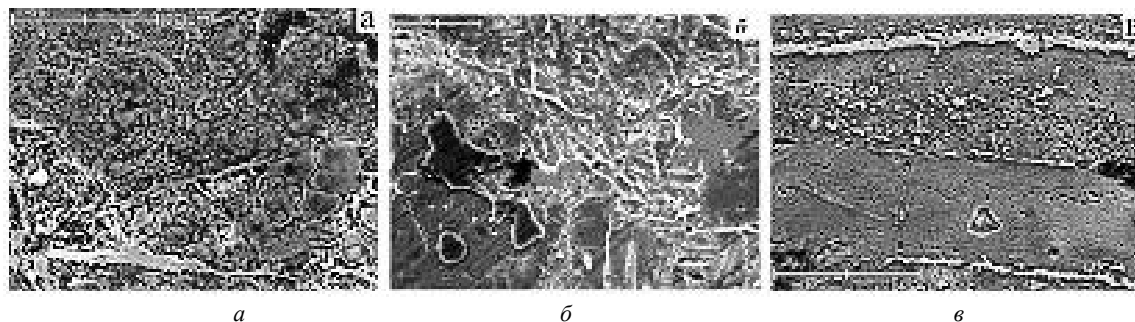


Рис. 2. Мікροструктура компактів, що були спечені при різних початкових тисках:
 $a - P_1 = 0,5 \text{ МПа}$, $б - P_2 = 3 \text{ МПа}$, $в - P_3 = 9,5 \text{ МПа}$

Результати експериментів

Мікроструктура компактів, що були отримані при початкових тисках $P_1 = 0,5$ МПа, $P_2 = 3$ МПа, $P_3 = 9,5$ МПа з наступним спіканням при $t = 1323$ К (загальний тиск склав 1 ГПа + P_i МПа) дуже неоднорідна і наведена на рис. 2, а–в. Як видно з рисунку, в зразках зустрічаються частки білого кольору, їх розміри становлять від 200 нм до 40 μm .

У компакті, що був отриманий під початковим тиском $9,5$ МПа, а потім спечений (рис. 2, в), лусочки спеклися з утворенням на границях пластин частинки фази білого кольору яка ідентифікується рентгенографічним аналізом як фаза NdCu_2 . У ділянках, які мали аморфну структуру до спікання, середній розмір зерен α - фази становить 350 нм.

З вищевикладеного можна зробити висновок, що зі збільшенням первинного тиску, при якому проходить компактування у прес-формі з подальшим спіканням, (при постійній температурі і часі спікання) поперше, щільність первинного компакту зростає, а по-друге, розподіл часток за розмірами фази білого кольору зменшується в бік менших розмірів, але імовірність існування часток з розмірами >500 нм дуже велика, навіть у компактах з аморфними лусочками (рис. 2, в).

Далі в роботі проведено хімічний аналіз компактів. За допомогою електронного мікроскопа (JEOL JSM-6360LA) отримано розподіл елементів по поверхні (рис. 3). Місця з високою концентрацією елементів характеризуються найбільшим забарвленням. Видно, що у місцях високої концентрації міді також є висока концентрація неодиму та титану. Цей факт свідчить, що

фаза білого кольору є складною і містить в собі Nd , Cu , Ti . Рентгеноструктурний аналіз показав, що до складу кожного компакту входять фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, Nd , NdFe_4B_4 та NdCu_2 , найбільш яскраво це проявляється на зразках, отриманих під тиском $9,5$ МПа + $0,9$ ГПа (рис. 3, табл. 1).

Раніш у роботі [3, 6] проведено дослідження магнітних властивостей лусочок, загартованих з рідкого стану, а також магнітопластів, виготовлених з лусочок після відпалу. Слід відзначити, що магнітопласти виготовлені з лусочок отриманих після загартування і відпалу при $773\div 873$ К, мають значну коерцитивну силу близько 1450 кА/м і разом з тим незначну залишкову індукцію $B_r = 0,5\div 0,6$ Тл.

На рис. 4 наведено залежність коерцитивної сили для спечених компактів від значення початкового тиску з урахуванням добавки за рахунок різних коефіцієнтів лінійного розширення пресформи і болтів, яка є сталою і рівною 900 МПа. З рисунка видно, що коерцитивна сила при зовнішньому початковому тиску $0,5$ МПа становить 160 кА/м, а при збільшенні початкового зовнішнього тиску до $9,5$ МПа практично не збільшується. Перш за все необхідно звернути увагу на структуру компактів, отриманих при різних тисках (рис. 1, 3). З рисунків видно, що зеренна структура компактів ще не сформована, розміри немагнітних часток фази NdCu_2 значно перевищують ширину границь доменів для сплаву Fe-Nd-B [7]. У той же час відомо, що частки, які за розміром менші за ширину границі домена, являють собою перепону для її руху і, таким чином, збільшують коерцитивну силу. І чим більша концентрація таких часток, тим більший ефект пінінгу.

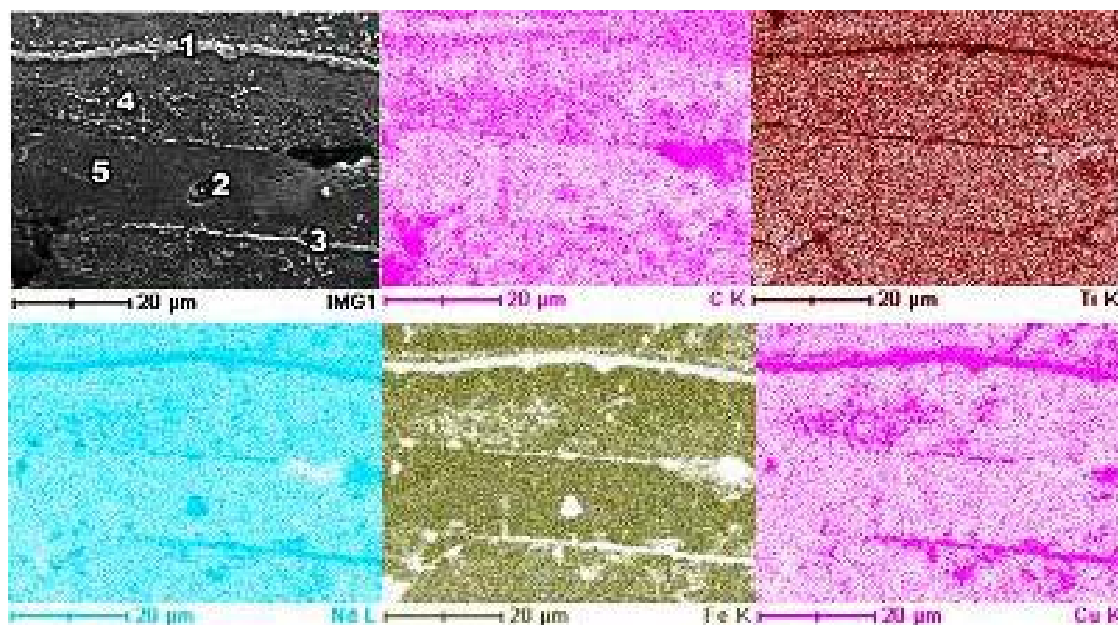


Рис. 3. Мікроструктура компакту, що був спечений при $9,5$ МПа

Тому для досягнення більшої коерцитивної сили було вирішено зробити аналогічний дослід при тиску 12 МПа, температуру спікання знизити з 1323 К до 973 К в інтервал існування потрібної евтектики, щоб уникнути деградації властивостей за рахунок зростання більшості часток до розмірів, що значно перевищують товщину

границь доменів, та подовжити час спікання до 5400 с для того, щоб отримати більшу концентрацію часток x -фази.

Структура компакту отриманого таким чином, зображена на рис. 5.

Таблиця 1 – Фазовий склад компакту, що був спечений під дією тиску 9,5 МПа

Позначення на рис. 3	Вміст елементів, % at.					Фаза
	Nd	Fe	B	Cu	Ti	
1	34,58	13,76	18,31	27,45	5,9	x - фаза
2	89,18	4,21	5,17	1,25	0,19	Nd
3	35,38	13,28	17,92	27,27	6,15	x - фаза
4	13,81	77,66	5,86	1,37	1,3	$Nd_2Fe_{14}B$
5	14,29	78,45	6,12	0	1,14	$Nd_2Fe_{14}B$

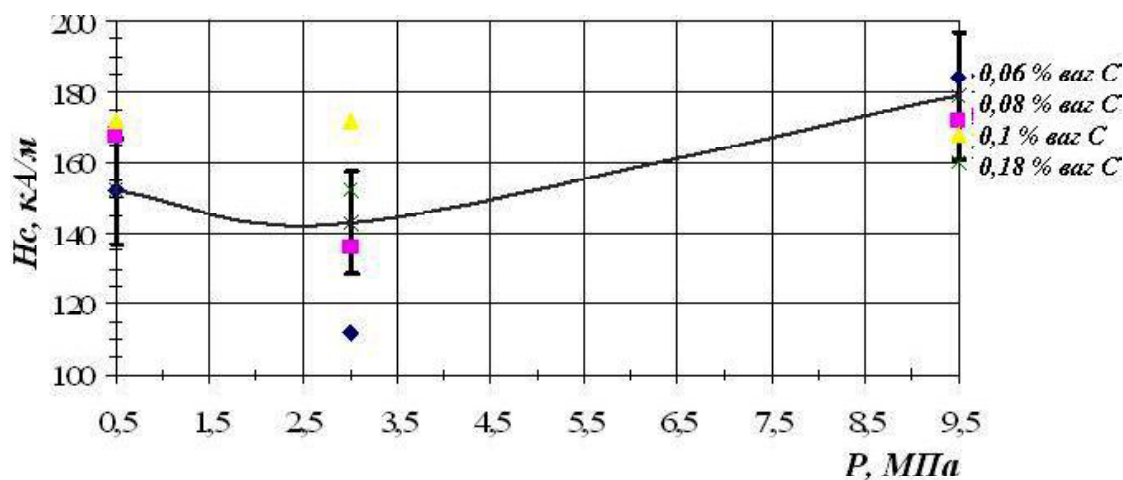


Рис. 4. Залежність коерцитивної сили від зовнішніх тисків для сплавів

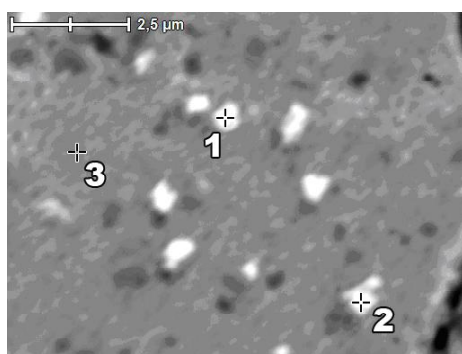


Рис. 5. Мікроструктура компакту, що був спечений при тиску 12 МПа

Таблиця 2 – Фазовий склад компакту, що був спечений під дією тиску 12 МПа

Позначення на рис. 5	Вміст елементів, ат %				Фаза
	Ti	Fe	Cu	Nd	
1	2,4	39	47,4	11,2	x - фаза
2	2,23	40,67	42,12	14,98	x - фаза
3	2,5	77,1	8,54	11,86	$Fe_{14}Nd_2B$

З рисунка видно, що розмір фази NdCu_2 , яка спостерігається в зразку, значно зменшується до 200 нм порівняно з 800–1000 нм (рис. 3). Якщо розподіл по розмірах підлягає закону Гауса, то слід чекати, що в зразку присутні частки фази (сферичної форми) значно меншого розміру (< 100 нм). Цей факт повинен привести до значного зростання коерцитивної сили. Дійсно, вимірювання магнітних властивостей показали, що при збільшенні первинного тиску до 12 МПа та зменшення температури спікання до 973 К коерцитивна сила в магнітопластах без відпалу для цих сплавів зросла від 800 кА/м до 1320 кА/м при залишковій індукції 0,6–0,8 Тл.

Обговорення результатів

Аналізуючи отримані результати можна констатувати, що при загартуванні з рідкого стану сплаву $\text{Nd}_{14,9}\text{Fe}_{77,1-x}\text{Co}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{0,15}\text{Ti}_{1,35}$ в продуктах гартування присутні аморфна та кристалічні фази. Виявлено, що основними фазами є $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$, Nd та x -фаза, яку ідентифіковано як фазу NdCu_2 . Відомо, що $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ утворюється в системі Fe-Nd-B за перитектичною реакцією. У нашому випадку ця фаза кристалізується безпосередньо з рідини, оминаючи перитектичну реакцію. Окрім фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, в нашому випадку кристалізується також фаза типу NdCu_2 , ця фаза існує в системі Nd-Cu при атомному складі Cu – 75 % Nd – 25 %, в нашому випадку вміст міді 0,15 % ат. Тому така фаза за рівноважною діаграмою стану не може утворитись. Вона може утворитись тільки за умовами нерівноважного процесу згідно з метастабільною діаграмою стану. Таким чином, ці фази можна назвати фазами з обмеженою метастабільністю [4].

У подальшому лусочки з метастабільними утвореннями поміщались у прес-форму та стискались за допомогою механічного преса і поміщались у вакуумну піч, де спікались при температурі 1323 К. Ця температура була вибрана згідно з технологічним процесом отримання анізотропних постійних магнітів. Як було зазначено раніше, матеріал струбчини вибрано таким чином, щоб можна було отримати надвисокий додатковий термічний тиск до 1 ГПа. В умовах надвисокого тиску виникають напруження, які сприяють інтенсифікації дифузійних процесів [8]. Таким чином, з одного боку об'ємне зростання фаз $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ та NdCu_2 буде

інтенсивним, а стійкість їх не буде змінюватись при збільшенні температури, оскільки надвисокий тиск буде сприяти стійкості цих метастабільних фаз за рахунок зміщення точок фазової рівноваги згідно з рівнянням Клапейрона-Клаузіуса.

Як видно з рис. 2, a – b розмір фази NdCu_2 при збільшенні первинного тиску від 0,5 до 9,5 МПа практично однаковий для всіх випадків і складає 500–1200 нм. Оскільки фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ не встигає сформуватись в окремій зерні, а фаза NdCu_2 не перешкоджає рухові границь доменів, то в цьому випадку високої коерцитивної сили не слід чекати, що ми і спостерігаємо (рис. 4). Для того, щоб уникнути швидкого росту фази NdCu_2 , збільшили величини первинного тиску та знизили температуру спікання до температури потрібної легкоплавкої евтектики (973 К). Як видно з рис. 5, розміри фази NdCu_2 значно зменшилися до 200 нм, а в деяких випадках < 50 нм, при цьому коерцитивна сила зросла на порядок від 160 кА/м до 1300 кА/м.

Список літератури

1. Савченко А. Г. Эффект Мессбауэра на ядрах ^{57}Fe в сплавах для постоянных магнитов на основе Nd-(Fe, Co, M)-B, где M-Al или Ti / А. Г. Савченко, В. П. Менушенков, А. С. Лилеев // *Металлы*. – 1996. – № 1. – 108 с.
2. Mottram R. S. The effects of blending additions of copper and cobalt to $\text{Nd}_{16}\text{Fe}_{76}\text{B}_8$ milled powder to produce sintered magnets / R. S. Mottram, A. J. Williams, I. R. Harris // *J. Magn. and Magn. Mater.* – 2001. – Vol. 234. – 80 p.
3. Дослідження впливу міді та вуглецю на властивості постійних магнітів, виготовлених на основі стопу $\text{Fe}_{76}\text{Nd}_{16}\text{B}_8$ / [Г.П. Брехаря, В.В. Савин, О.М. Бовда и др.] // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2006. – Т. 28. – № 3. – С. 383–395.
4. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко – М. : *Металлургия*, 1982. – 168 с.
5. Справочник по авиационным материалам. – Т. 1. – М., 1965. – 253 с.
6. 21st of the Workshop on Rare-Earth permanent magnets and their application (REPM'10), Bled, Slovenia, 2010 p.
7. Buschow K.H.J. New permanent magnet materials. North-Holland, Amsterdam, 1986. – 63 p.
8. Шьюмон П. Диффузия в твердых телах / П. Шьюмон. – М. : *Металлургия*, 1966. – 195 с.
9. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник в 3-х т. Т. 1 / под общ. ред. Лякишева Н. П. – М. : *Машиностроение*, 1996. – 996 с.

Одержано 22.05.2013

Брехаря Г.П., Гуляева Т.В., Харитонов Е.А., Прибора Т.И. Влияние внешних давлений на структуру и магнитные свойства спеченных магнитов

Исследовалось влияние внешних давлений на структурные превращения и магнитные свойства спеченных магнитов состава $\text{Nd}_{14,9}\text{Fe}_{77,1-x}\text{Co}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{0,15}\text{Ti}_{1,35}$ ($x = 0, 1-1,1$ % ат). Быстро закаленные аморфно-кристаллические пленки, которые в исходном состоянии имели в составе фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ и NdCu_2 , помещали в пресс-форму, и перед спеканием сжимали под прессом (0,5; 3; 9,5; 12 МПа), потом скрепляли с помощью болтов и в сжатом состоянии помещали в вакуумную печь для спекания. За счет разницы коэффициентов линейного расширения болтов и пресс-формы при нагревании создавалось дополнительное давление на образец, которое могло достигать по теоретическим расчетам 1 ГПа. Спекание при температуре 1323 К вызывает кристаллизацию аморфной составляющей, а кристаллические фазы увеличивались в размерах. Снижение температуры

спекания от 1323 К до 973 К способствует уменьшению размеров сложной фазы NdCu_2 , которую, согласно классификации И. С. Мирошниченко следует назвать фазой с ограниченной метастабильностью. Образовавшиеся наноразмерные (50 нм) частицы фазы NdCu_2 способствуют торможению границ доменов, что, в свою очередь, повышает коэрцитивную силу спеченных компактов от 200 до 1350 кА/м.

Ключевые слова: спекание, метастабильная фаза, сжимающие напряжения, коэрцитивная сила.

Brekharina G., Gulyaeva T., Kharitonova E., Pribora T. Influence of external pressures on structure and magnetic properties of the sintered magnets

Influence of external pressures on structural transformations and magnetic properties of the sintered magnets of composition of $\text{Nd}_{14,9}\text{Fe}_{77,1-x}\text{Cu}_{6,5}\text{Ti}_{1,35}$ ($x = 0, 1-1, 1 \text{ \% at}$) was studied. Quickly hard-tempered amorphously-crystalline films that in the initial state had in composition the phase of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and NdCu_2 placed in a press-form, and before agglomeration compressed under a press (0,5; 3; 9,5; 12 MPa), then fixed by means of screw-bolts in compressed state and placed in a vacuum furnace for agglomeration. Due to the difference of coefficients of linear expansion of screw-bolts and press-form at heating additional pressure on a sample was created, that could reach after theoretical calculations 1 GPa. Agglomeration at a temperature 1323 K brings crystallization of amorphous constituent was gives, and crystalline phases increased in sizes. Decline of agglomeration temperature from 1323 K to 973 K assists reduction of sizes of complex phase of NdCu_2 , that according to classification of I. S. Miroshnichenko it is necessary to name a phase with limit metastability. The appearing nanosize (50 nm) particles of phase of NdCu_2 assist braking of domains borders, that, in turn rises coercive force of the sintered compacts from 200 to 1350 кА/м.

Key words: agglomeration, metastable phase, compressive tensions, coercive force.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.017:539.43

Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

ОЦЕНКА ПОВРЕЖДАЕМОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Предложен критерий повреждаемости стали под действием деформации. В качестве критерия повреждаемости определен момент скачкообразного изменения величины микронеровностей поверхности.

Ключевые слова: сталь низколегированная, холодная деформация, дефекты структуры, параметры обработки, допустимая деформация.

Введение

Деформационная обработка позволяет целенаправленно изменять физико-механические характеристики стали [1]. Наряду с достижением необходимого положительного эффекта деформационного воздействия на металл за счет образования дефектов микроструктуры наступает такое состояние, когда количество и качество дефектов микроструктуры будут способствовать разрушению. Поэтому необходимо ограничивать значения параметров деформационной обработки металла [2].

Постановка проблемы и анализ публикаций

В качестве критерия начала разрушения, определяющего качество микроструктуры стали, целесообразно принять момент образования необратимой повреждаемости [3]. Исследования тонкой структуры стали при холодной пластической деформации показало, что начало разрушения металла можно связать с процессом образования полосовой дислокационной структуры [3]. По-существу, полосовая дислокационная структура является основой для зарождения трещин. Однако, исследование дислокационной структуры требует наличия дорогостоящего электронного микроскопа и много времени для подготовки образцов для исследования.

Целью данной работы является выбор критерия качества микроструктуры стали, соответствующий началу разрушения и определение значений параметров его доступным и простым способом.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовалась сталь 10Г2С1. Образцы размером $230 \times 15 \times 8$ мм подвергались деформированию с постоянной амплитудой деформации в интервале (1–8) %. На поверхности образца изготавливался шлиф. Изменение микроструктуры стали (изменение величины микронеровностей поверхности) при деформации исследовали на интерференционном микроскопе МИИ-4.

Более подробно методика исследования изложена в работе [4].

Теория и анализ полученных результатов

В работе [4] было установлено, что изменение величины микронеровностей поверхности в зависимости от числа циклов деформирования четко разделяется на две стадии. Вначале (на первой стадии) величина микронеровностей поверхности с увеличением циклов деформирования плавно возрастает. Статистический разброс значений микронеровностей поверхности не превышает значений ошибки измерения.

Затем (на второй стадии) с увеличением числа циклов деформации происходит резкое возрастание величины микронеровностей поверхности стали, а разброс экспериментальных данных превышает на порядок ошибку измерения.

Изменение величины микронеровностей поверхности при деформации обусловлено интрузией и экструзией. Интрузия является зародышевой трещиной [5]. Вследствие того, что на первой стадии разброс значений микронеровностей поверхности не превышает ошибки измерения, то можно предположить, что деформация протекает равномерно по всему образцу. Резкое увеличение разброса значений на второй стадии можно связать с тем, что процесс деформации локализуется в некоторых объемах металла. Момент избирательного деформирования металла можно принять за начало образования необратимой повреждаемости. Количество циклов деформирования (при соответствующей амплитуде деформации) определим как предельно допустимые (N_d). Электронно-микроскопические исследования [6] показали, что в этот момент ячеистая дислокационная структура переходит в полосовую. Образование полосовой дислокационной структуры связывается с начальным этапом разрушения.

Между амплитудой деформации и количеством циклов до разрушения справедливо соотношение Коффина [7]:

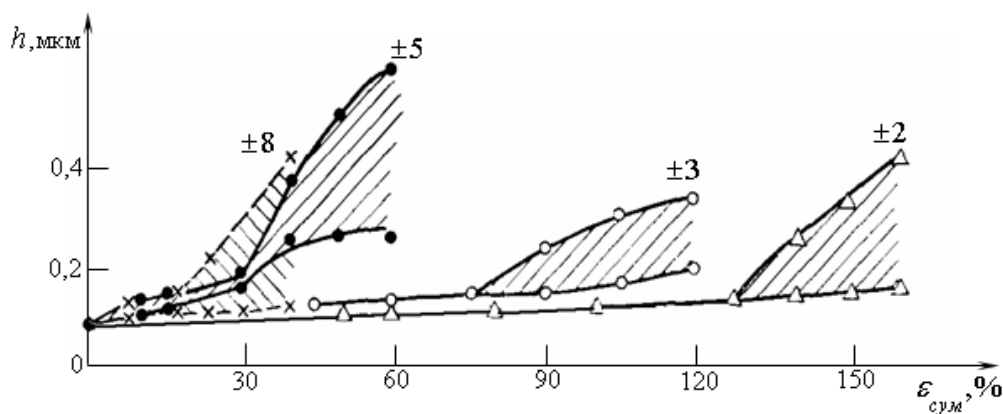


Рис. 1. Изменение величины микронеровностей (h) в зависимости от числа циклов деформирования (N); цифры у кривых – амплитуда деформации, % [4]

$$\varepsilon N_p^\gamma = C, \quad (1)$$

где ε – амплитуда деформации;

N_p – количество циклов до разрушения при соответствующей амплитуде деформации;

γ и C – постоянные, зависящие от материала.

Для стали 10Г2С1 в нормализованном состоянии зависимость (1) имеет вид (рис. 2):

$$\varepsilon N_o^{0,58} = 36. \quad (2)$$

Зависимость между амплитудой деформации и предельно допустимым числом циклов (N_o) описывается зависимостью:

$$\varepsilon N_o^{0,58} = 14,9. \quad (3)$$

Постоянная C в уравнении (1) интерпретируется как величина, равная относительной деформации при растяжении [7]. Для стали 10Г2С1 в нормализованном состоянии относительное удлинение $\delta = 34,5\%$, что близко совпадает с постоянной в правой части уравнения (2). По этой логике постоянная в правой части уравнения (3) должна соответствовать величине равномерной деформации при растяжении.

Деформационное воздействие на металл производится с целью упрочнения. Упрочнение сопровождается снижением пластичности и вязкости стали. В работах [1, 6] показано, что в интервале определенных количеств циклов изгиба происходит повышение пластичности и ударной вязкости (не достигая исходного уровня). Это объясняется формированием ячеистой дислокационной структуры на определенном этапе деформирования. Этот интервал характеризуется оптимальным сочетанием прочностных и пластических свойств стали. Причем упрочнение достигает (60–70) % от максимально возможного, а снижение относительного удлинения и ударной вязкости при нормальной и пониженной температурах не пре-

вышает (15–20) %. Нижняя граница этого интервала (начало формирования ячеистой дислокационной структуры) описывается уравнением:

$$\varepsilon N_H^{0,58} = 12, \quad (4)$$

где N_H – количество циклов, соответствующее началу формирования ячеистой дислокационной структуры при данной амплитуде деформации.

На рис. 2 заштрихованная область, ограниченная прямыми, описываемыми уравнениями (3) и (4) определяет поле деформационных параметров, сочетающих получение оптимального комплекса механических свойств стали без появления необратимой повреждаемости микроструктуры.

По величине интрузии (экструзии) можно оценить количество дислокаций в скоплении [5].

Учитывая, что вектор Бюргерса приблизительно равен межатомному расстоянию, и для железа составляет 0,1 нм, то число дислокаций в скоплении можно определить по формуле:

$$n = \frac{h}{b}, \quad (5)$$

где n – число дислокаций в скоплении;

h – высота (глубина) микронеровностей поверхности;

b – вектор Бюргерса.

Подставляя численные значения в формулу (5), получим, что $n = 50$. По разным оценкам [8], для образования микротрещины требуется порядка (100–200) дислокаций. Полученный результат соответствует тому, что процессы образования микротрещин и локализации пластической деформации практически совпадают. Поэтому момент совпадения этих процессов можно принять за начало образования необратимой повреждаемости металла. Это позволяет выбрать допустимые значения параметров деформационной обработки (амплитуду деформации и количество циклов деформирования), соответствующие оптимальному сочетанию механических свойств стали.

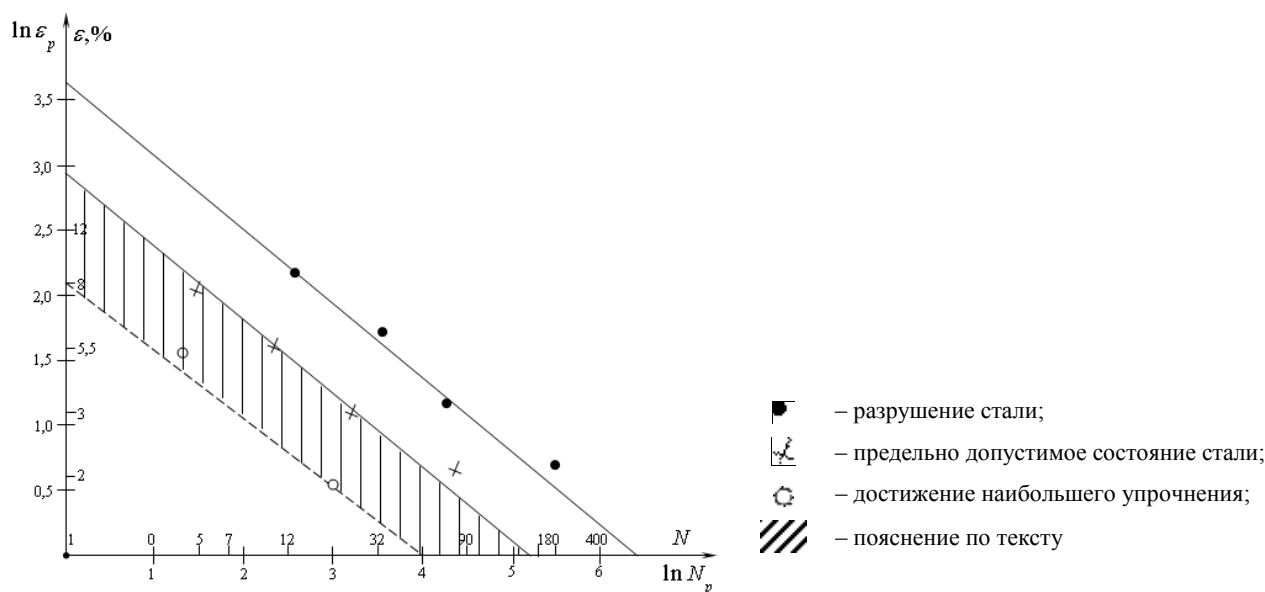


Рис. 2. Зависимость между амплитудой деформации (ε) и числом циклов деформирования

Выводы

На основании выполненных исследований и анализа полученных результатов сделаны следующие выводы:

1. Предложен критерий оценки определения предельно допустимого числа циклов деформирования стали.
2. В качестве критерия оценки необратимой повреждаемости микроструктуры стали выбран момент локализации пластической деформации и формирования микротрещин.
3. Инструментально момент образования необратимой повреждаемости при деформации можно определить по скачкообразному увеличению величины микронеровностей поверхности.

Список литературы

1. Применение пластической деформации циклическим изгибом как элемента упрочняющей термомеханической обработки листового проката из сталей / [Ф. Е. Долженков, М. С. Подгайский, А. Б. Максимов] // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – № 2. – С. 156–158.
2. А.с. 1433990 СССР, МКИ³ С21Д8/00. Способ обработ-

ки листового проката / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов, Т. М. Наливайченко (СССР). – №4231649/23-02 ; заявл. 17.04.87 ; опубл. 30.10.88, Бюл. № 40 (I ч.).

3. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов / В. С. Иванова. – М. : Металлургия. – 1963. – 253 с.
4. Максимов А. Б. Изменение величины микронеровностей поверхности при пластическом циклическом изгибе / А. Б. Максимов, М. С. Подгайский // Изв. АН СССР. Металлы. – 1983. – № 2. – С. 161–162.
5. Физическое металловедение / под ред. Р. Кана. – М. : Мир. – 1968. – 484 с.
6. Подгайский В. С. Влияние деформации циклическим изгибом на дислокационную структуру стали 10Г2С1 / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов, Ю. П. Нескуб // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. – № 5. – С. 131–134.
7. Максимов А. Б. Определение допустимых пределов изменения параметров деформационной упрочняющей обработки термообработанного проката / А. Б. Максимов, М. С. Подгайский // Повышение качества термически обработанного проката. – М. : Металлургия. – 1986. – С. 87–88.
8. Финкель В. М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – М. : Металлургия, 1977. – 360 с.

Одержано 06.09.2011

Максимов А.Б. Оцінка пошкоджуваності низьколегованої сталі при холодній пластичній деформації

Запропоновано критерій пошкоджуваності сталі під дією деформації. Як критерій пошкоджуваності визначений момент стрибкоподібної зміни величини мікронерівностей поверхні.

Ключові слова: сталь низьколегована, холодна деформація, дефекти структури, параметри обробки, допустима деформація.

Maximov A. Assessment of damage to low-alloy steel during cold plastic deformation

The criterion of steel damage under the strain action was proposed. The criterion of damage is determined as the moment of hopping changes of the value surface microroughness.

Key words: low-alloy steel, cold deformation, structure defects, processing parameters, admissible deformation.

МОДЕЛЮВАННЯ МІЦНОСТІ ТА РУЙНУВАННЯ БЕТОНУ З ПОЗИЦІЙ МЕХАНІКИ РУЙНУВАННЯ

Отримана розрахункова залежність, що встановлює зв'язок границі міцності бетону на стиск з такою ж характеристикою на розтяг. Установлено, що параметрами мікроструктури бетону, які впливають на його міцність, окрім чинників мезо- та макрорівнів, є розміри пор в цементному камені та їх об'ємний вміст. Залежність дозволяє керувати процесами оптимізації міцності матеріалу за цими параметрами.

Ключові слова: бетон, цементний камінь, тріщина, міцність.

Вступ

Бетон – неоднорідний матеріал (конгломерат цементного каменю і металевих наповнювачів різних розмірів та твердості). Серед його фізико-механічних характеристик важливішими є міцність на розтяг і стиск. Поки що наука про фізико-механічні властивості бетонів сформувала лише окремі аспекти теорії деформування та міцності бетонів.

Відомо, що провідну роль в міцності бетону відіграє цементний камінь [1]. Розглядаючи бетон як композитний матеріал, розрізняють три типи його структури [2, 3]: мікроструктура – структура цементного каменю; мезоструктура – структура цементно-піщаного розчину; макроструктура – структура системи щебінь-цементно-піщаний розчин. Кожна з названих структур вносить свій вклад у міцність бетону.

Матеріали та методика досліджень

В роботі [4] на основі аналізу структур бетону запропоноване співвідношення для встановлення міцності бетону на розтяг

$$R_{bt} = A_1 R_{bt}^p = A_1 \cdot A_2 \cdot R_{bt}^u, \quad (1)$$

де A_1, A_2 – безрозмірні коефіцієнти, що враховують якість макро- та мезоструктури бетону відповідно; R_{bt}^p, R_{bt}^u – міцність цементно-піщаного розчину та цементного каменю відповідно.

Результати експериментів показали [2], що аналогічне співвідношення, записане для міцності бетону на стиск, містить ті ж самі коефіцієнти A_1 і A_2 :

$$R_b = A_1 A_2 R_b^u, \quad (2)$$

тут R_b^u – міцність цементного каменю на стиск.

Із співвідношень (1), (2) випливає, що міцність бетону значною мірою визначається міцністю цементного каменю. Цементний камінь має капілярно-пористу бу-

дову з розміром пор до $100 \mu m$. Його міцність на розтяг та стиск визначається кількістю пор у структурі.

Теорія та аналіз отриманих результатів

За розрахункову модель цементного каменю візьмемо пластину з системою кругових отворів радіусом R . Припустивши концентрацію пор такою, що відсутня їх взаємодія, будемо розглядати ізольований отвір в пластині. Нехай така пластина стискається однорідними зусиллями q на значній відстані від отвору (рис. 1).

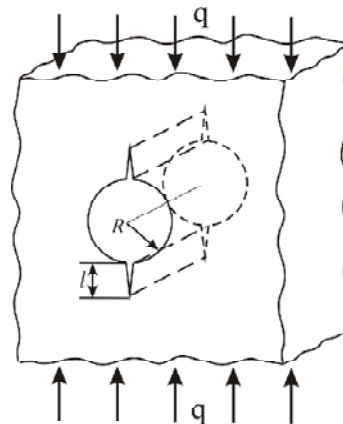


Рис. 1. Тріщини біля пори, що виникають за умов стиску

$$q_* = \sqrt{\frac{\pi \cdot (1 + \lambda)^7}{4R((1 + \lambda)^2 - 1)}} K_{IC}, \lambda = l/R. \quad (3)$$

На рис. 2 на основі формули (3) побудовано залежність граничного навантаження $\frac{q_* \sqrt{R}}{K_{IC}}$ від нормованої довжини тріщини l/R .

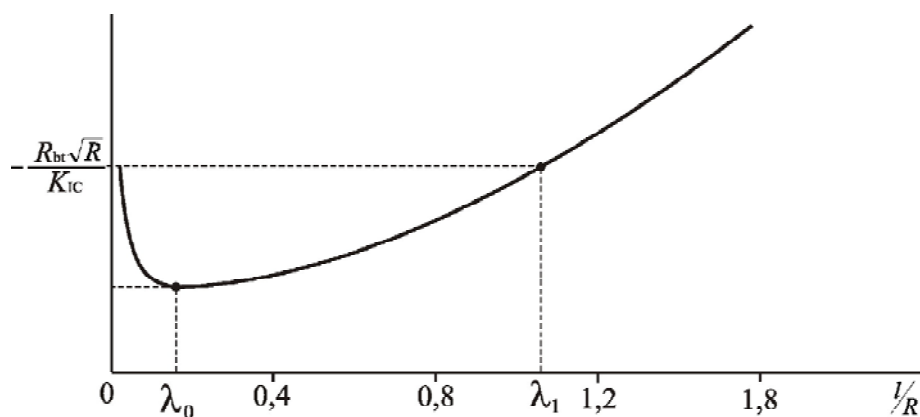


Рис. 2. Залежність граничного навантаження від довжини тріщини

Як бачимо, поширення тріщин, ініційованих на контурі кругового отвору зусиллями стиску інтенсивності $q_* = -R_{bt}$, спочатку нестійке, тобто вони розповсюджуються до розмірів $l = \lambda_1 R$ без збільшення навантаження. Для подальшого росту тріщини необхідно збільшувати інтенсивність навантажень ($|q_*| > R_{bt}$).

Таким чином, у тілі з отворами за умов стиску виникають системи дефектів – тріщини (1). Оскільки отвори віддалені один від одного так, що не взаємодіють, то і тріщини, направлені вздовж осі стиску, мало взаємодітимуть між собою. Вважатимемо, що в бетоні по осі стиску є отвори, розміщені на однаковій відстані ($2d$) один від одного, і тріщини, що виходять на границю кожного отвору. Зовнішні навантаження стиску q , за яких тріщини зливаються в одну, що перетинає все тіло, приймаємо за границю міцності цементного каменю за стиску R_b^u . Цю характеристику матеріалу встановлюють за формулою (3), покладаючи довжину тріщин l рівною половині віддалі між порами d . Тоді

$$R_b^u = \sqrt{\frac{\pi \cdot (1 + d/R)^7}{4R((1 + d/R)^2 - 1)}} K_{IC}^u. \quad (4)$$

Міцність матеріалу на розтяг R_{bt}^u з позицій механіки руйнування визначаємо залежністю

$$R_{bt}^u = \frac{K_{IC}^u}{Y \sqrt{\pi l_0}}, \quad (5)$$

де X – параметр, що залежить від геометрії тріщин, їх розміщення в тілі тощо; l_0 – половина довжини тріщини, яку вважаємо характеристикою матеріалу, в даному випадку цементного каменю. Її визначаємо на підставі експериментальних даних R_{bt}^u і K_{IC}^u .

За таких припущень і використовуючи співвідношення (4), (5) і наступну формулу, яка зв'язує границі міцності матеріалу на стиск і розтяг, отримуємо:

$$R_b^u = R_{bt}^u Y \sqrt{\frac{\pi l_0}{4R}} \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot (1 + d/R)^7}{(1 + d/R)^2 - 1}}. \quad (6)$$

Границя міцності на розтяг цементного каменю у віці 28 діб може коливатися від 3 до 7 МПа, залежно від водоцементного відношення. Тріщиностійкість K_{IC} цементного каменю того ж віку змінюється в межах 0,11 – 0,4 МПа $\sqrt{m}$. Значення Y прийемо рівним 1, що відповідає лінійним тріщинам у плоскій задачі теорії пружності. З формули (5) отримуємо для l_0 діапазон зміни від 0,2 до 0,4 мм. Розмір пор прийемо рівним 0,1 мм. Об'ємний вміст пор 20 %, що відповідає відстані між ними $d \approx R$. Підставивши ці дані у співвідношення (6) отримаємо $R_b^u \approx (14...20)R_{bt}^u$, що відповідає результатам експериментів.

На основі співвідношень (1), (2), (6) для бетонів отримуємо такий зв'язок міцності на стиск (R_b) з міцністю на розтяг (R_{bt}):

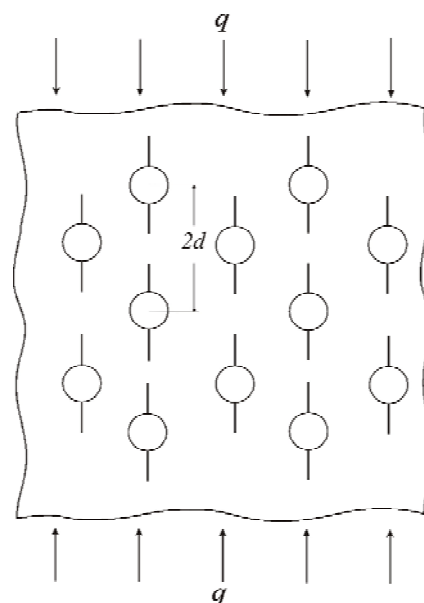


Рис. 3. Схематичне зображення пор з тріщинами в бетоні в умовах стиску

$$R_b = R_{bt} \cdot \frac{\pi Y}{2} \sqrt{\frac{l_0 (1 + d/R)^7}{R((1 + d/R)^2 - 1)}} \quad (7)$$

Висновки

З формули (7) випливає, що міцність бетону на стиск лінійно залежить від міцності на розтяг. Крім цього, з формули (7) випливає також, що ця характеристика зв'язана більш складною залежністю з параметрами l_1 , R , d (довжини тріщини, розміром пор та відстанню між ними). Ця залежність дозволяє оптимізувати матеріал за цими параметрами. Зокрема, вибираючи технологічні прийоми, що дозволяють зменшувати розмір пор (R) та збільшувати відстань між ними (d), (такими прийомами є вібрування бетону, оптимізація водно-цементного співвідношення тощо) можна досягати оптимальної міцності бетону.

Список літератури

1. Берг О. Я. Физические основы прочности бетона и железобетона / Берг О. Я. – М. : ГСИ, 1961. – 96 с.
2. Грушко И. М. Повышение прочности и выносливости бетона / Грушко И. М., Ильин А. Г., Чихладзе Э. Д. – Харьков : «Вища школа», 1986. – 152 с.
3. Зайцев Ю. В. Моделирование деформаций и прочности бетона методами механики разрушения / Зайцев Ю. В. – М. : Стройиздат, 1982. – 196 с.
4. Грушко И. М. Прочность бетонов на растяжение / Грушко И. М., Ильин А. Г., Рашевский С. Т. – Х. : Вища шк., изд-во при Харьк. ун-те, 1965. – 136 с.
5. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов / Панасюк В. В. – К. : Наук. думка, 1991. – 415 с.

Одержано 23.04.2013

Силованиук В.П., Онишак Н.В., Горбач П.В. Моделирование мощности и разрушения бетона с позиции механики разрушения

Получена зависимость, устанавливающая связь предела прочности бетона на сжатие с такой же характеристикой на растяжение. Установлено, что параметрами структуры бетона, влияющими на его прочность, кроме мезо- и макропараметров, являются размеры пор в цементном камне и расстояние между ними. Зависимость позволяет управлять процессами оптимизации прочности материала за этими параметрами.

Ключевые слова: бетон, цементный камень, трещина, прочность.

Sylovaniuk V., Onyshchak N., Gorbach P. Modeling of concrete strength and fracture by the fracture mechanics criteria

The resulting estimated relationship that establishes a connection limit on compressive strength of concrete with the same characteristic stretching. Found that the parameters of the microstructure of concrete, which may affect its durability, but factors meso- and macrolevels, is the size of the pores in the cement and stone surround content. Dependence allows you to control the optimization process of the material on these parameters.

Key words: concrete, cement stone, crack, strength.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 549.234: 546.6

Д-р техн. наук Ю. Ю. Жигуц

ДВНЗ «Ужгородський національний університет», м. Ужгород

ЛИВАРНІ ТЕРМІТНІ ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

Проаналізовано технологію металотермічного отримання жароміцних сплавів на нікелевій основі. Запропоновано використання розробленого складу екзотермічної шихти, що дозволяє не тільки отримувати завданий хімічний склад сплаву, але і структуру, механічні та службові властивості. При цьому одночасно використовуються основні переваги металотермічного синтезу, а саме можливість отримувати відливки в місцях, віддалених від джерел електроенергії при відсутності промислового устаткування. Розроблена технологія може використовуватися при зварюванні заготовок, ремонті деталей і нанесенні покриттів.

Ключові слова: екзотермічна шихта, хімічний склад, терміт, жароміцний сплав, структура, властивості.

Вступ

Термітні методи отримання заліза і сталей відомі вже понад століття, та тільки останнім часом з'явилися умови для синтезу широкого спектру сплавів за рахунок алюмінотермічного відновлення оксидів металів порошковим алюмінієм. Суттєвим обмеженням для синтезу сплавів являла собою не тільки складність отримання інгредієнтів металотермічної реакції – оксидів металів, їх дисперсність, відсутність технологічних прийомів проведення такого синтезу, але й недослідженість структури, фізичних, механічних, службових властивостей синтезованих сплавів та впливу на них температури. З цієї точки зору особливу увагу викликає проблема взаємозв'язку між легувальними елементами і структуроутворенням термітних нікелевих сплавів і, як наслідок, відновлення та оптимізація їх властивостей.

Відомо, що ливарні жароміцні сплави на нікелевій основі використовуються для виготовлення соплових лопаток і вінців, цільнолитих роторів та робочих лопаток газових турбін. Поєднання металотермічного методу синтезу та специфічних характеристик синтезованого матеріалу відкриває нові можливості для отримання деталей литвом і використанням високоперегрітого сплаву для їх ремонту і відновлення. Крім цього, металотермічні методи мають цілий ряд і інших переваг, а саме високу продуктивність процесу, зручність й універсальність оснащення, відсутність потреби у джерелах електроенергії та можливість їх застосування при терміновому отриманні сплаву [1–3]. Суттєві переваги термітного способу синтезу викликають до нього цілком заслужений інтерес.

Поставлена проблема

Аналіз термітного синтезу виявив проблему, яка полягає у вдосконаленні організації способу отриму-

вання, ремонту і відновлення розмірів деталей при виготовленні виливків з нікелевих сплавів у результаті металотермічних реакцій. Ця технологія повинна легко, економічно й швидко дозволяти отримувати термітні жароміцні нікелеві сплави.

Мета роботи

Основною метою проведеного дослідження було встановлення можливості синтезу жароміцних сплавів на нікелевій основі алюмінотермічним відновленням, дослідження властивостей синтезованих сплавів, виявлення їх структури та властивостей і формування галузей найбільш вдалого застосування.

Матеріали і методика проведення експерименту

Суть металотермічних реакцій полягає у відновленні металом з більшою хімічною активністю металу з меншою активністю з його оксиду. Екзотермічна взаємодія елементів відбувається в тому випадку, коли в результаті реакції утворюються оксиди з більш високою термодинамічною стійкістю. На алюмінотермічне відновлення оксидів найсуттєвіше впливають властивості матеріалів, що містяться у шихті, їх агрегатний стан, співвідношення компонентів, схеми підпалювання та ін. Механізм алюмінотермічної взаємодії головним чином описаний у роботах [1–5]. Головна умова такого металотермічного процесу – необхідність отримання реальної температури горіння шихти вищої від температури плавлення шлаку [3–5].

Відомо, що металотермічні методи синтезу характеризуються високою швидкістю охолодження, яка залежить від швидкості проходження фронту горіння в екзотермічній суміші. Дослідження Мержанова А. Г. та ін. [6, 7] показали, що взаємодія порошкових інгредієнтів при високих температурах виникає на гра-

ниці двох фаз, тобто для розрахунку термодинамічного стану сплаву слід застосувати методи рівноважної термодинаміки, а найбільш зручні в цьому випадку методи геометричної термодинаміки. На основі цих методів розраховано можливі реакції та фази при синтезі [1].

Використані матеріали: оксид нікелю, сажа ацетиленова (технічний вуглець ТУ 14-7-24-80), порошок алюмінієвий ПА-3–ПА-4 ГОСТ 6058-73, просіяне мливно алюмінієвої стружки та ін.

Порошкову шихту просушували, перемішували й розміщували у внутрішній камері металотермічного реактора. Металотермічну шихту підпалювали спеціальним термітним сірником. Реакція за декілька секунд поширювалася на весь об'єм шихти. Температура реакції сягала 2300 К.

Для визначення маси металевого зливка на першому етапі дослідження проводили мікроплавлення при масі шихти 250–300 г з різним процентним співвідношенням компонентів у суміші. Здешевлювали собівартість виготовлення шихти, замінивши алюмінієвий порошок на мливно алюмінієвої стружки. Корекція хімічного складу шихти дозволила отримувати заготовки в дослідно-промислових умовах.

Теоретичні й експериментальні дослідження

Перед проведенням металотермічного синтезу увагу звернуто на те, що для вказаного класу сплавів відсутні вимоги до їх обробки тиском. Це дозволяє виплавляти їх з більшим вмістом легувальних елементів, що прямо пов'язано з більшою жароміцністю порівняно з деформівними жароміцними сплавами.

Не менш важливим є також той факт, що у ливарних сплавів значно більший розкид властивостей, що вимагає конструктивної міцності на 30–40 % більшої (а, відповідно, і більшого запасу міцності), ніж у деформівних сплавів.

Структура отриманого синтезованого жароміцного нікелевого сплаву аустеніто-феритна з карбідними включеннями. Феритна фаза й карбіди розташовуються окремими скупченнями на стикові аустенітних зерен. Помічено, що виливки з термітного сплаву мають більш дрібнозернисту структуру, ніж виливки в кокілі з промислового сплаву, що очевидно пов'язано з мікролегуванням сплаву порошковим алюмінієм з металотермічної шихти. Наступна термічна обробка в інтервалі температур 500–950 °С призводить до виділення окремих фаз карбідів і, як наслідок, зменшення міцності і пластичності, особливо в діапазоні температур 750–850 °С.

Нагрів же вище від 1050 °С викликає прискорене зростання аустенітних зерен.

У міждендритних об'ємах помічено збільшену кількість легкоплавких елементів, оксидів, сульфідів і легувальних елементів (Ti, Al, S, P, Si, C), які при охолодженні і твердінні понижують температуру плавлення нікелю і твердого розчину цього сплаву. При меншій міцності і пластичності міждендритних об'ємів руйнування при нагріві в діапазоні високих температур виникає саме в цих місцях матеріалу. До того ж, при циклічному нагріві ці міждендритні об'єми стають причиною розтріскування термітного сплаву. За своєю віссю дендрити більш збагачені тугоплавкими елементами і фазами, що утворені в процесі твердіння.

Термічна обробка у вигляді гартування і наступного старіння сприяють більш рівномірному розподілу легувальних елементів, незначно збільшуючи розмір зерен. Одночасно така термообробка дозволяє рівномірно виділятися зміцнювальним фазам, покращує механічні властивості та експлуатаційну надійність деталі. Головною особливістю термітних литих жароміцних сплавів на нікелевій основі є те, що виділення фаз має місце не тільки при тривалому старінні, але й у процесі охолодження на повітрі. Кількість, форма і розподіл фаз залежать від швидкостей охолодження при заливанні у форму.

Результати хімічного аналізу синтезованих сплавів показано в табл. 1. Слід відзначити те, що при дослідженні хімічного складу у сплавах встановлено сліди алюмінію у кількості 0,001 %.

Тривалі комплексні дослідження механічних властивостей термітних ливарних хромо-нікелевих сплавів виявили їх механічні властивості (табл. 2) та залежність від температури, яка показана на рис. 1, 2.

Аналіз отриманих даних свідчить, що сплави на нікелевій основі демонструють властивості не гірші, а в деяких випадках (наприклад, при аналізі результатів дослідження міцності сплавів) значно кращі за промислові сплави. Це, очевидно, пов'язано з дорозкисленням сплаву алюмінієм, що входить у склад алюмінотермічної суміші. Залишковий алюміній до того ж покращує жаростійкість досліджуваних сплавів.

Залежність границі повзучості і границі втоми термітних ливарних жароміцних сплавів від температури показана на рис. 3 та 4.

Дослідження залежності границі повзучості термітних жароміцних нікелевих сплавів та границі втоми від температури показало, що для більшості сплавів спостерігається майже повна відповідність експериментальних

Таблиця 1 – Хімічний склад термітних литих жароміцних сплавів на нікелевій основі

Термітний сплав, аналог промислового	Хімічний склад сплаву									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Al	W	Fe	Інші
ЖС 3	0,10–0,18	0,2–0,4	0,4–0,6	14–17,5	3,0–4,2	1,3–2,1	1,7–2,5	4,0–6,7	6,1–7,8	0,2 V 0,02 B
ЖС 6	0,10–0,17	0,2–0,4	0,2–0,4	11,2–13,2	4,0–5,3	2,1–2,7	4,3–5,3	6,5–7,5	1,1–2,0	0,02 B
ВЖ 36-Л1	0,06–0,08	0,3–0,5	0,3–0,5	10,5–12,0	3,3–4,1	0,2–0,4	5,1–5,3	7,2–9,5	1,2–1,5	0,10 B 0,01 Ce
ВЖ Л8	0,10–0,20	0,5–0,7	0,3–0,5	4,5–6,5	4,5–5,5	1,3–2,0	2,9–3,9	–	7,5–12,0	0,01 Ce

Таблиця 2 – Механічні властивості термітних литих жароміцних сплавів на нікелевій основі

Термітний сплав, аналог промислового	Температура, °C	σ_e	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_H , МДж	σ_{100} , МПа
		МПа		%			
ЖСЗ	20	780	660	8,1	14,0	150–230	–
	800	580	510	3,5	16,0	150–230	280–290
	900	420	310	4,5	7,5	–	120
ЖС6	20	1100	280	1,2	2,3	200–470	–
	800	900	480	0,6	1,7	150–210	510–550
	900	810	760	2,7	3,2	320–390	290–310
ВЖЗ6-Л1	750	780	700	4-6	2,5	15–25	550
	850	720	610	4-6	2,5	–	390
	950	530	380	9,5	12	–	190
	1000	400	250	9,8	17	–	120
ВЖЛ8	700	650	640	6	11	180	640
	800	650	640	8	17	160	410
	900	470	420	12	23	150	170
	950	270	–	–	–	–	100

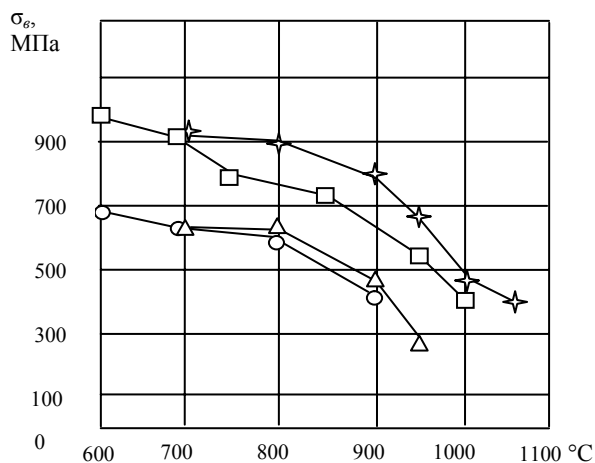


Рис. 1. Залежність границі міцності ливарних термітних жароміцних сплавів на нікелевій основі від температури:

○ – для ЖСЗ; ✱ – для ЖС6; □ – для ВЖЗ6-Л1; △ – ВЖЛ8

даних при симетричному циклі навантаження у широкому діапазоні довговічності рівнянню Строймера [8], за винятком сплаву ВЖЗ6-Л1. Для останнього в діапазоні температур 1000–1050 °С відзначена стабілізація і сталість співвідношення $\sigma_{0,2}$ до σ_{100} на рівні 40 МПа.

На рис. 4 показано границі необмеженої втоми при симетричному циклі навантаження σ_{-1} . В діапазоні температур 600–700 °С виявлено зростання σ_{-1} для сплаву ЖС6, що пов'язано з виділенням зміцнювальних фаз, у той же час сплави ЖСЗ, ВЖЗ6-Л1 та ВЖЛ8 демонструють деяке зменшення показника σ_{-1} як для гладких зразків, так і для зразків з надрізом, що особливо суттєво проявляється при температурах вищих від 800 °С.

Результати дослідження та їх обговорення

У результаті проведених експериментальних і теоретичних досліджень встановлено, що теоретичні методи прогнозування структури і властивостей сплавів з використанням геометричної термодинаміки цілком придатні і для аналізу термітних жароміцних сплавів на

нікелевій основі. Виявлені основні залежності механічних і службових властивостей сплавів на нікелевій основі продемонстрували властивості не гірші за промислові жароміцні сплави. Все це дозволяє стверджувати про можливість і необхідність використання вказаних термітних сплавів в умовах, віддалених від потужних джерел електроенергії та промислового обладнання, при ремонті і відновленні деталей.

Зрозуміло, що проведені дослідження вимагають свого продовження, насамперед, для встановлення властивостей деталей при зварюванні і наплавленні, а також для виявлення впливу металотермічних методів синтезу на конструктивну міцність деталей.

Висновки

1. Доказано, що металотермічні методи цілком придатні для синтезу жароміцних сплавів на нікелевій основі типу ЖСЗ, ЖС6, ВЖЗ6-Л1, ВЖЛ8.
2. Розроблено склади екзотермічних шихт для синтезу вказаних сплавів.
3. Встановлено хімічний склад синтезованих сплавів, їх механічні та службові властивості, а саме границя міцності, абсолютна пластичність, звуження, ударна в'язкість та ін.
4. Виявлені залежності границі повзучості, σ_e , $\sigma_{0,2}$, σ_{100} , δ , ψ та границі втоми від температури.

Список літератури

1. Жигуц Ю. Ю. Сплави, синтезовані металотермією і СВЧ-процесами (монографія) / Ю. Ю. Жигуц. – Ужгород: Гражда. – 2008. – 276 с.
2. Жигуц Ю. Ресурсозберігаюча технологія термітного зварювання сталевих деталей / Жигуц Ю., Лазар В. // Вісник ТДТУ. – 2009. – Т. 14. – № 4. – С. 94–98.
3. Жигуц Ю. Ю. Синтез і свойства литых карбидных сплавов / Ю. Ю. Жигуц // Металловедение и термическая обработка металлов. – М. : МИТОМ. – № 3. – 2009. – С. 26–29.
4. Жигуц Ю. Ю. Синтез термітних суднобудівних сталей / Ю. Ю. Жигуц, Д. Ф. Чернега, Е. Е. Левдар // Materials

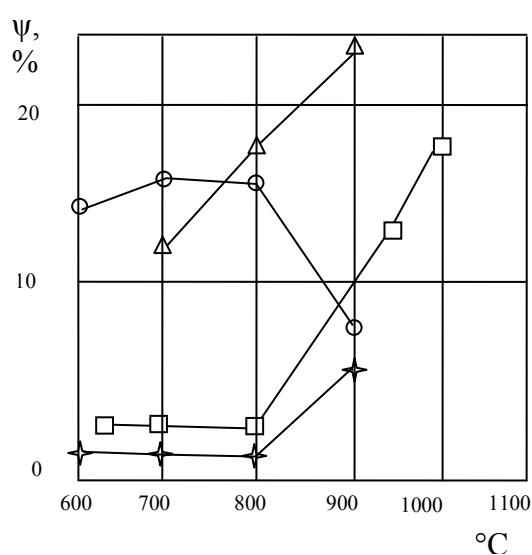
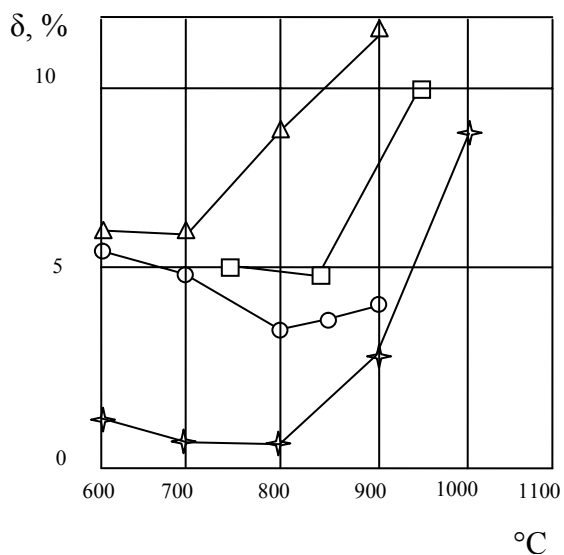
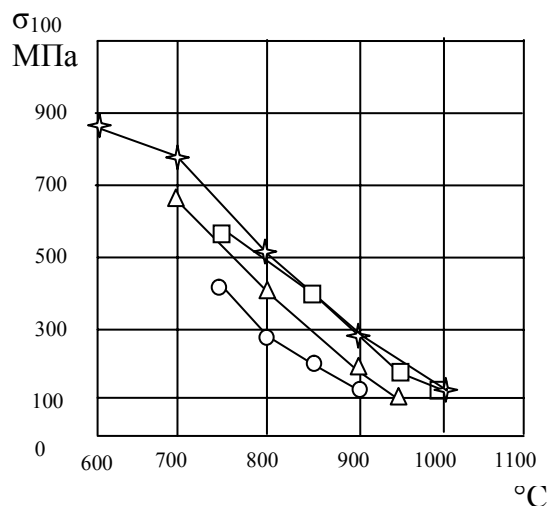
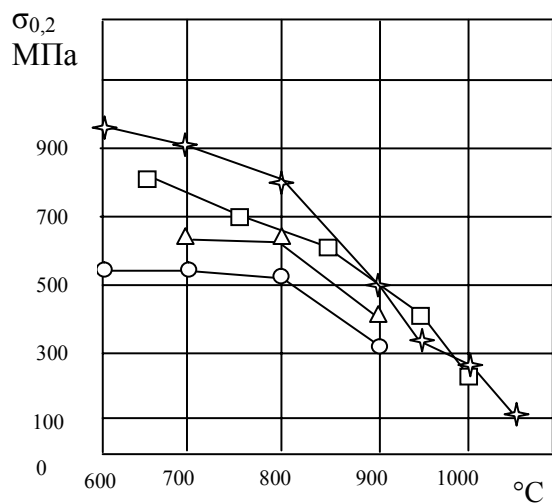


Рис. 2. Залежність $\sigma_{0,2}$, σ_{100} та δ та ш ливарних термітних жароміцних сплавів на нікелевій основі від температури: ○ – для ЖСЗ; ✦ – для ЖС6; □ – для ВЖЗ6-Л1; △ – ВЖЛ8

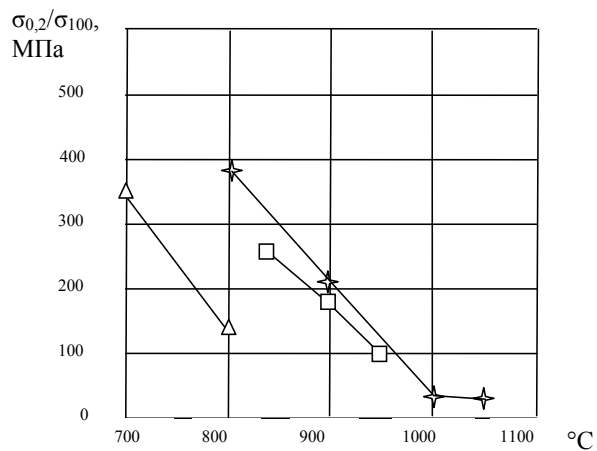


Рис. 3. Залежність границі повзучості термітних нікелевих сплавів від температури: ✦ – для ЖС6; □ – для ВЖЗ6-Л1; △ – ВЖЛ8

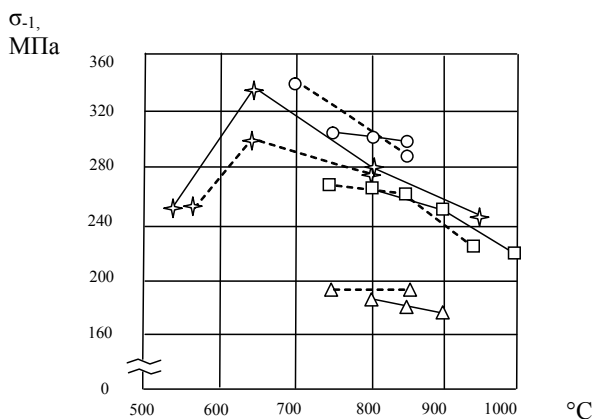


Рис. 4. Залежність границі втоми термітних ливарних жароміцних сплавів від температури: ○ – для ЖСЗ; ✦ – для ЖС6; □ – для ВЖЗ6-Л1; △ – ВЖЛ8. Суцільні лінії відповідають гладким зразкам, пунктирні – зразкам з надрізом

- VII mezinárodní vědecko-praktická konf. «Vědecký pokrok na přelomu tisíciletí». – Díl 15. Technické vědy. – Praha: Publishing House «Education and Science» s.r.o. 2011. – С. 43–45.
5. Жигуц Ю. Ю. Термітний антифрикційний чавун / Ю. Ю. Жигуц, Т. Т. Кундрік, Л. І. Косюк // Матеріали за VII междунар. научн. практ. конф. «Образование и наука на XXI век». – Т. 17. Технологии. – София : «Бял ГРАД-БГ» ООД. – 2011. – С. 3–6.
 6. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтез материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
 7. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Е. А. Левашов, А. С. Рогачев, В. И. Юхвид, И. П. Боровинская. – М. : Бином, 1999. – 176 с.
 8. Писаренко Г. С. Опір матеріалів / Г. С. Писаренко, О. Л. Квітка, Е. С. Уманський ; [за ред. Г. С. Писаренка]. – К. : Вища школа, 1993. – 655 с.

Одержано 14.01.2013

Жигуц Ю.Ю. Литейные термитные жаропрочные сплавы на никелевой основе

Проанализирована технология получения жаропрочных сплавов на никелевой основе. Предложено использование разработанного состава экзотермической шихты, который позволяет не только получать заданный химический состав сплава, но и структуру, механические и служебные свойства. При этом одновременно используются главные преимущества металлотермического синтеза, а именно возможность получать отливки в местах, отдаленных от источников электроэнергии при отсутствии промышленного оборудования. Разработанная технология может использоваться при сваривании заготовок, ремонте деталей и нанесении покрытий.

Ключевые слова: экзотермическая шихта, химический состав, термит, жаропрочный сплав, структура, свойства.

Zhiguts Yu. Thermite casting superalloys based on nickel

Technology of nickel-based heatproof alloys production was researched. The application of propoused composition of exothermic charge allows not only to receive the requied chemical composition of alloy is offered but also structure, mechanical and service properties. Thus main advantages of metallothermic synthesis namely to get castings in places remote from the sources of electric power without industrial equipment. This technology can be used for the urgent welding of blanks, component repair and surface cofting.

Key words: exothermic charge, chemical composition, thermite, heatproof alloy, structure, properties.

УДК 620:193.4/620.197:669.15

Канд. техн. наук О. Е. Нарівський

ПрАТ «Азовський машинобудівний завод», м. Бердянськ

ЗАКОНОМІРНОСТІ ТА МЕХАНІЗМИ КОРОЗІЙНОГО РОЗЧИНЕННЯ СТАЛІ AISI 304 ПІД ОСАДОМ У МОДЕЛЬНИХ ОБОРОТНИХ ВОДАХ

Встановлено механізми та закономірності корозійного розчинення Cr, Ni та Fe зі сталі AISI 304 у модельних оборотних водах під осадам, коли сталь піддається пітингуванню.

Ключові слова: корозійне розчинення, пітинг, селективне розчинення хрому та нікелю, хімічний склад, структурна гетерогенність.

Вступ

Останнім часом у виробництві теплообмінної апаратури часто застосовують корозійностійку сталь AISI 304. Однак елементи теплообмінників з боку оборотної води час від часу піддаються пітінгуванню [1–4]. Найчастіше це відбувається під осадам, який осідає з оборотної води, на елементах теплообмінного обладнання.

У попередніх роботах [3–4] досліджено критерії пітингостійкості сталі AISI 304 в модельних оборотних водах залежно від її хімічного складу в межах стандарту та структурної гетерогенності.

Проте використання лише цих даних під час експлуатації теплообмінного обладнання часто обмежує їх технічні характеристики. Таким чином, досліджували

механізми та закономірності корозійного розчинення Cr, Ni та Fe зі сталі AISI 304 під час її пітінгування в модельних оборотних водах з метою вибору її оптимальної плавки.

Методика

Зразки виготовлення з п'яти промислових плавок сталі AISI 304. Хімічний склад досліджених плавок сталі визначали рентгенівським методом на рентгенівському спектрометрі СРМ-25. На кожному зразку виконували по 15 вимірювань. Дисперсію відхилення вмісту хімічних елементів у сталі визначали за формулою (1):

$$\sigma_x = \sqrt{\sigma_x^2} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n x^2}{n}} - x^{-2}, \quad (1)$$

де σ_x^2 – середньоквадратичне відхилення;

n – кількість випробувань;

x – вміст елемента в сталі, мас. %.

Статистичні дані про хімічний склад 5-ти плавок сталі AISI 304 надано [3]. Дисперсія відхилення результатів вимірювання відповідно складає для вуглецю 0,02; силіцію 0,01; мангану 0,03; хрому 0,01; нікелю 0,01 мас. %.

Зразки досліджуваних плавок сталі AISI 304 витримували упродовж 240 годин у хлоридовмісних розчинах з рН 4; 5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л при температурі 70 °С. Хлоридовмісні розчини з вищезгаданими параметрами отримували, додаючи у водяний розчин $MgCl_2$ хлорну кислоту HCl або гідроксид натрію NaOH.

Вміст заліза в розчинах після витримки зразків визначали за методикою, яка базується на взаємодії іонів двовалентного заліза з 1,10 фенотроліном з утворенням червоного за кольором комплексу з максимальним світлопоглинанням 510 нм. Відновлення заліза (III) до заліза (II) проводили застосовуючи гідроксилонін.

Вміст хрому в розчинах після витримки в них зразків визначили за методикою, яка базується на реакції Cr^{+6} з наступним визначенням оптичної густини отриманої сполуки на КФК - 3 при $\lambda = 540$ нм.

Вміст нікелю в розчинах визначили за методикою, яка базується на взаємодії іонів нікелю з диметилгліоксином у слабкокислому середовищі за присутності бромиду. При цьому утворювалася комплексна сполука від жовтого до червоного кольору залежно від концентрації нікелю. Фотометричним методом визначили оптичну густину сполуки при $\lambda = 440$ нм.

Коефіцієнти селективного розчинення хрому та нікелю ($Z_{Cr, Ni}$) визначили за формулою (2):

$$Z_{(Cr, Ni)} = \frac{\Delta m_{(Cr, Ni)} \cdot m_{(Fe)}}{\Delta m_{(Fe)} \cdot m_{(Cr, Ni)}}, \quad (2)$$

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

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

$m_{(Cr, Ni)}$ – вміст хрому та нікелю в плавках сталі AISI 304, мас. %;

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

Прямолінійні аналітичні залежності між вмістом заліза (ΔFe), хрому (ΔCr), нікелю (ΔNi) у розчинах після витримки зразків та вмістом хімічних елементів в плавках дослідженої сталі (Ni) і складовими їх структури (d_3 – середній діаметр зерна аустеніту, мм; $V_{ок}$ – об'єм оксидів титану, об.%; L – середня відстань між оксидами, мкм) визначали методом найменших квадратів за формулою (3):

$$\Delta Fe; \Delta Ni; \Delta Cr = f(N_p, d_3, V_{ок}, L). \quad (3)$$

Середній діаметр зерна аустеніту, об'єм оксидів та середню відстань між ними визначили раніше [4].

Результати досліджень та їх обговорення

Корозійні випробування сталі AISI 304 показали, що у хлоридовмісному розчині з рН5 середня кількість Fe, яке розчинилося з поверхні зразків, у 52,3 рази більша, ніж Cr та в 1,3 рази, ніж Ni. До того ж, кількість Ni, який розчинився в 39,9 рази більше, ніж Cr. Через це коефіцієнти селективного розчинення Cr (Z_{Cr}) кожної плавки сталі AISI 304 відповідно становлять 0,15; 0,10; 0,03; 0,10; 0,05. Коефіцієнти Z_{Cr} досліджених сталей менші за одиницю, отже вміст Cr на поверхні зразків більше, ніж у об'ємі. Таким чином, у хлоридовмісному розчині з рН5 досліджені сталі перебувають у пасивному стані. Варто зазначити, що коефіцієнти селективного розчинення Ni 5-ти плавок сталі AISI 304 відповідно становлять 2,6; 0,2; 0,2; 5,6; 5,0. Відтак, після витримки в розчині з рН5 на поверхні зразків із плавки 2; 3 сталі AISI 304 кількість Ni зросла, в решти, навпаки, знизилася.

Таку тенденцію зумовлено як зміною хімічного складу сталі AISI 304 у межах стандарту, так і структурною гетерогенністю. Адже кореляційним та регресивним аналізом встановлено, що кількість Cr, яка розчинилася з поверхні сталі за прямолінійною закономірністю, зростає зі збільшенням у ній вмісту Ni та зменшенням Mn, Si, Gr і S, а саме:

$$\Delta Cr = 10^{-6} (600 - 297 Mn); \quad r = -0,88; \quad (4)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (347 - 591 Si); \quad r = -0,79; \quad (5)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (7061 - 382 Cr); \quad r = -0,75; \quad (6)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (211 - 33333 S); \quad r = -0,77; \quad (7)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (-953 + 128 Ni); \quad r = 0,90. \quad (8)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (4–8) оцінено за t – критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, рівняння (4–8) адекватно описують корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 залежно від вмісту в ній Cr, Ni, Mn, Si, та S.

Аналізуючи рівняння (4–8), можна зазначити певну тенденцію, а саме: корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 знижуються зі збільшенням у ній вмісту елементів, які зміцнюють твердий розчин аустеніту (Mn, Si, Cr, S) та зменшенням вмісту Ni, який надає сталі пластичні властивості.

Зростання вмісту N і P в сталі AISI 304 за аналогічним механізмом знижує корозійні втрати Cr з її поверхні, але за іншою закономірністю рис. 1, а, б. Адже ΔC_{Cr} сталі AISI 304 найінтенсивніше знижуються зі збільшенням у ній вмісту N від 0,039 до 0,046 мас. % та P від 0,024 до 0,026 мас. %. Проте наступне зростання в сталі вмісту N від 0,046 до 0,055 мас. % та P від 0,026 до 0,034 мас. % не суттєво впливає на зниження ΔC_{Cr} . Варто відзначити аналогічну закономірність між корозійними втратами Cr зі сталі AISI 304 та об'ємом у ній оксидів титану і середньої відстані між ними (рис. 1, в, г). З аналізу рис. 1, в, г виходить, що корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 найінтенсивніше знижуються зі збільшенням у ній

об'єму оксидів титану від 0,016 до 0,019 об. % та середньої відстані між ними від 151 до 156 мкм. Таким чином, чим більше дрібних оксидів титану в сталі AISI 304, тим менше корозійні втрати Cr з її поверхні.

Найвірогідніше дрібні оксиди титану зміцнюють твердий розчин аустеніту і внаслідок цього інтенсивно знижують корозійні втрати Cr з дослідженої сталі у хлоридовмісному розчині з pH5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л.

Крім того, з аналізу рис. 1, г виходить, що зі збільшенням середньої відстані між оксидами титану від 156 до 172 мкм зниження корозійних втрат Cr з поверхні сталі AISI 304 суттєво уповільнюється. Виходить, що починаючи від визначеного розміру оксидів титану механізми, за якими знижуються корозійні втрати Cr з поверхні сталі AISI 304, кардинально змінюються. А саме на оксидах титану зростає перенапряга іонізації водню, що сприяє зниженню анодного струму внаслідок зниження іонізації Cr.

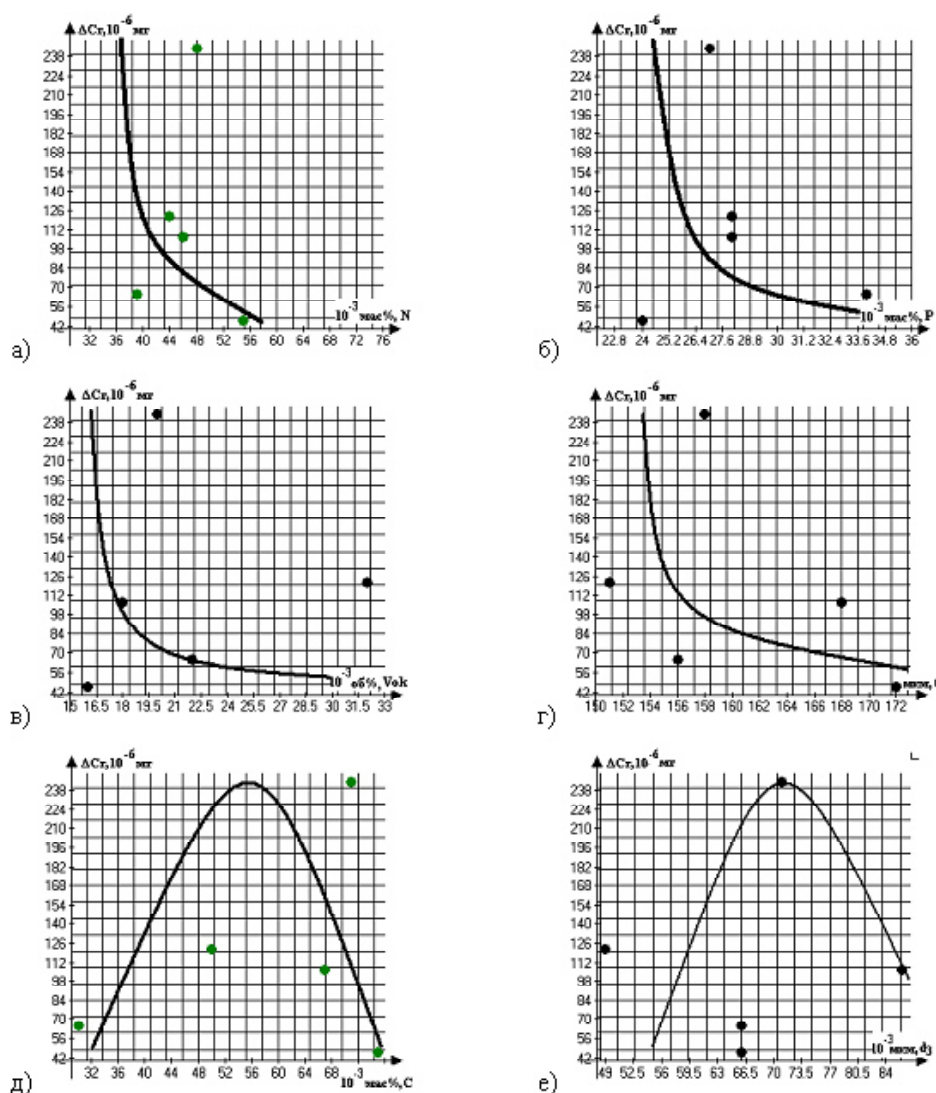


Рис. 1. Корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту: а – C; б – N; в – P; г – ($V_{ок}$) об'єму оксидів титану; д – (L) середньої відстані між оксидами титану; е – (d_3) середнього діаметра зерна аустеніту

Виявлено, що вміст вуглецю в сталі AISI 304 неоднозначно впливає на корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304, оскільки кількість Cr, яка розчинилася з її поверхні, зростає зі збільшенням у ній вмісту вуглецю від 0,030 до 0,056 мас. %, а надалі знижується зі збільшенням вмісту вуглецю від 0,056 до 0,075 мас. % (рис. 1, д). Відомо [5], що у твердому розчині аустеніту корозійностійких сталей аустенітного класу при температурі 20 °C розчиняється близько 0,05 мас. % вуглецю, а решта випадає як границями зерен, так і в зерні у вигляді карбідів хрому. Найвірогідніше карбіди хрому зміцнюють поверхню сталі AISI 304 і, таким чином, знижують корозійні втрати хрому. Такі міркування підтверджуються даними аналізу рис. 1, е. З аналізу рис. 1, е виходить, що корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 зростають зі збільшенням розміру зерна аустеніту від 0,049 до 0,07 мм, а надалі знижуються зі збільшенням діаметра зерна аустеніту від 0,07 до 0,086 мм. Відомо, що розмір зерна аустеніту залежить від температурного режиму вальцювання сталі. При цьому чим більша температура і час перебування сталі при підвищеній температурі, тим більший середній діаметр зерна аустеніту. Водночас за цих умов у сталі зростає кількість вуглецю, який розчиняється в твердому розчині аустеніту і знижується кількість карбідів хрому, які випадають з твердого розчину. Внаслідок цього знижується міцність сталі та зростають корозійні втрати хрому в слабокислому хлоридовмісному розчині.

Кореляційним і регресивним аналізом результатів дослідження встановлено, що корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній об'єму оксидів титану ($V_{ок}$) (9) та зменшенням середньої відстані (L) між ними (10), середнього діаметра зерна аустеніту (d_3) (11) та вмісту вуглецю й азоту (12, 13):

$$\Delta Ni = 10^{-6} (-2829 + 250850 V_{ок}); \quad r = 0,83; \quad (9)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (-31299 - 183L); \quad r = -0,98; \quad (10)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (8875 - 100000 d_3); \quad r = -0,72; \quad (11)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (5729 - 50000 C); \quad r = -0,75; \quad (12)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (3413 - 61254 N); \quad r = -0,72. \quad (13)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (9–13) оцінено за t -критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, рівняння (9–13) адекватно описують корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 залежно від об'єму оксидів титану, середньої відстані між ними, середнього діаметра зерна аустеніту та вмісту в ній вуглецю й азоту. З аналізу рівнянь (9–11) виходить, що чим більший розмір оксидів титану та середній діаметр зерна аустеніту, тим менші корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304.

Зрозуміло, що чим більший розмір оксидів титану та діаметр зерна аустеніту, тим менша довжина границь

між оксидами титану з аустенітною матрицею та між границями зерен аустеніту. Таким чином можна припустити, що Ni зі сталі AISI 304 здебільшого, розчиняється границями цих фаз. Вуглець та азот є елементами втілення в кристалітну ґратку аустеніту та аустенітотвірними елементами. Напевно ці елементи знижують корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 внаслідок стабілізації твердого розчину аустеніта, оскільки манган та нікель також є аустенітотвірними елементами, але на відміну від вуглецю та азоту є елементами заміщення в кристалітній ґратці аустеніту, які не неоднозначно впливають на корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304. Адже згідно з рис. 2 а, б, корозійні втрати Ni з поверхні сталі AISI 304 зростають зі збільшенням у ній вмісту Mn від 1,23 до 1,55 мас. % та Ni від 8,09 до 8,6 мас. %, а надалі знижуються зі збільшенням вмісту Mn від 1,55 до 1,83 мас. % та Ni від 8,9 до 9,34 мас. %. Аналізуючи дані рис. 2, а–д можна відмітити певну тенденцію, що корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 за аналогічною закономірністю змінюються зі збільшенням у ній вмісту Mn і Ni, які є аустенітотвірними елементами та Si, Cr і P, які є феритотвірними елементами. При цьому варто звернути увагу, що закономірності між корозійними втратами Ni зі сталі AISI 304 та вмістом у ній Ni і P (рис. 2, б, д) відрізняються від решти закономірностей (рис. 2, а, в, з).

Найвірогідніше це зумовлено тим, що вміст P і Ni за іншим механізмом впливає на розчинення Ni зі сталі AISI 304, ніж вміст Mn, Si і Cr. Відомо, що Mn, Si і Cr також є карбідотвірними елементами. До того ж, енергодисперсійним мікроаналізом встановлено [4], що ці елементи в досліджених плавках сталі AISI 304 не входять до складу включень. Отже, враховуючи це та аналізуючи дані рис. 2, а, в, з, можна припустити, що корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 зростають зі збільшенням вмісту Mn від 1,23 до 1,55 мас. %, Si від 0,22 до 0,35 мас. % та Cr від 17,96 до 18,15 мас. %, оскільки ці елементи входять до складу твердих розчинів.

Наступне зростання вмісту цих елементів у сталі AISI 304 сприяє випадінню складних карбідів ($Cr_x Si_y Mn_z C$) межами зерен аустеніту, що зміцнює поверхню сталі та суттєво «гальмує» розчинення Ni з її поверхні у хлоридовмісному розчині з pH 5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л.

Фосфор та нікель є елементами, які за фізико-хімічними властивостями не мають нічого спільного. Однак корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 за аналогічною закономірністю змінюються зі збільшенням вмісту цих елементів у сталі (рис. 2, б, д). Вірогідно, при концентрації фосфору в сталі до 0,032 мас. % він сегрегує межами зерен аустеніту, сприяючи інтенсифікації розчинення Ni, який перебуває у термодинамічно нестабільному стані при зростанні його вмісту від 8,09 до 8,6 мас. % (рис. 2, б, д). З наступним збільшенням вмісту P в сталі AISI 304 останній виходить до хлоридовмісного розчину, а збільшення вмісту Ni до 9,34 мас. % термодинамічно стабілізує межі зерен аустеніту, що разом знижує корозійні втрати Ni зі сталі.

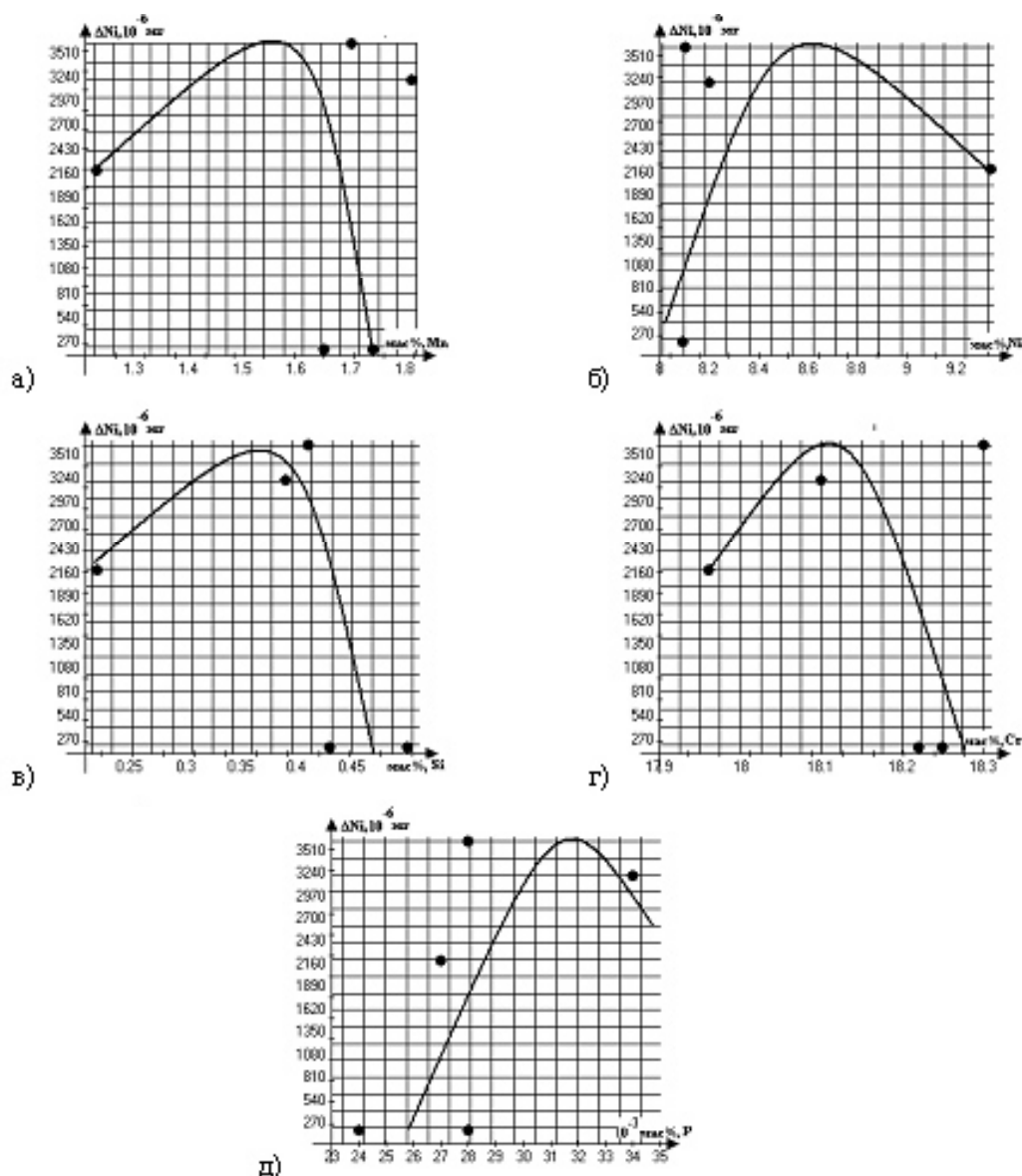


Рис. 2. Корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH 5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту: а – Mn, б – Si; в – Cr; г – Ni; д – P

Кореляційним, регресивним та графічним аналізом встановлено вплив хімічного складу в межах стандарту та структурної гетерогенності на корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304. А саме кореляційним та регресивним аналізом встановлено прямолінійні аналітичні залежності між корозійними втратами Fe зі сталі AISI 304 та вмістом у ній C, N, Ni, P і об'єму оксидів титану ($V_{ок}$) (14–20):

$$\Delta Fe = 10^{-6} (-4884 + 20000C); \quad r = 0,94; \quad (14)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (3466 + 50000N); \quad r = 0,80; \quad (15)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (6734 - 59Ni); \quad r = -0,72; \quad (16)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (8574 - 100000P); \quad r = -0,75; \quad (17)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (7201 - 50000V_{ок}); \quad r = -0,74; \quad (18)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (428 + 35L); \quad r = 0,74; \quad (19)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (4809 + 20000d_3); \quad r = 0,72; \quad (20)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (14–20) оцінено за t – критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, рівняння (14–20) адекватно описують вплив вмісту C, N, Ni, P, середнього діаметра зерна аустеніту, об'єму оксидів титану ($V_{ок}$) та середньої відстані між ними на корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH 5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л. З аналізу формул (14–20) виходить, що корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній вмісту C, N, середнього діаметра зерна аустеніту, середньої відстані між оксидами титану та зменшенням вмісту Ni, P і об'єму оксидів титану. Вуглець, азот

та нікель є аустенітотвірними елементами, але за впливом на корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 вони кардинально відрізняються. Крім того, вуглець і азот є елементами втілення у твердому розчині аустеніту, а нікель елементом заміщення.

Слід зазначити, що C і N сприяють зростанню міцності сталі, а Ni, навпаки, пластичності. До того ж, аналіз формул (14, 15; 18–20) показав, що вміст C, N, об'єм оксидів титану в сталі та їх розмір, а також середній діаметр зерна аустеніту відрізняються за впливом на корозійні втрати Ni та Fe. Отже, виходить, що Ni з поверхні сталі розчиняється межами зерен аустеніту, а Fe межами оксидів титану. Це узгоджується з даними [1; 2; 6; 7] про те, що в оборотних водах пітинги на поверхні корозійностійких сталей зароджуються та розвиваються в околі включень. Графічно встановлено, що манган, як і нікель, знижує корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 в хлоридовмісному розчині з pH5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л (рис. 3, а). При цьому цей процес відбувається повільно при вмісті Mn від 1,23 до 1,6 мас. %. Однак наступне збільшення вмісту Mn в сталі AISI 304 до 1,81 мас. % сприяє інтенсивному зниженню корозійних втрат заліза. Найвірогідніше, це зумовлено тим, що Mn зміцнює оксидну плівку на поверхні сталі і, таким чином, знижує корозійні втрати заліза. Напевно, сірка, яка є елементом втілення в твердому розчині аустеніту, за аналогічним механізмом знижує корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 (рис. 3, б). Хром і силіцій також зменшують корозійні втрати Fe зі сталі (рис. 2, в, г). Однак, враховуючи властивості Cr і Si до інтенсивного окислення та до зміцнення оксидної плівки, можна припустити, що цей процес зумовлено зміцненням оксидної плівки та збільшенням її товщини.

Кореляційним та регресивним аналізом результатів дослідження встановлено пряmlinійні аналітичні залежності між корозійними втратами Cr зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л та вмістом у ній C, Mn, Ni, та S (21–24):

$$\Delta Cr = 10^{-6} (1090 - 9091C); \quad r = -0,73; \quad (21)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (-1060 + 992Mn); \quad r = 0,84; \quad (22)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (3623 - 367Ni); \quad r = -0,74; \quad (23)$$

$$\Delta Cr = 10^{-6} (182 + 100000S); \quad r = 0,75. \quad (24)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (21–24) оцінено за *t*-критерієм Стьюдента з рівнем значущості 0,10. Отже, рівняння (21–24) адекватно описують корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту в ній C, Mn, Ni та S. Згідно з формулами (21, 23), корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 за пряmlinійною закономірністю знижуються зі збільшенням у ній вмісту C та Ni. Вуглець та нікель є аустенітотвірними елементами. Вірогідно, внаслідок стабілізації аустеніту вуглець та нікель знижують корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л. Напевно, N, який є аустенітотвірним елементом, також знижує корозійні втрати Cr зі сталі внаслідок стабілізації аустеніту (рис. 4, а). Однак цей процес найінтенсивніше відбувається при концентрації останнього в сталі від 0,039 до 0,044 мас. %. Наступне зростання вмісту N в сталі до 0,055 мас. % майже не впливає на корозійні втрати Cr у дослідженому хлоридовмісному розчині.

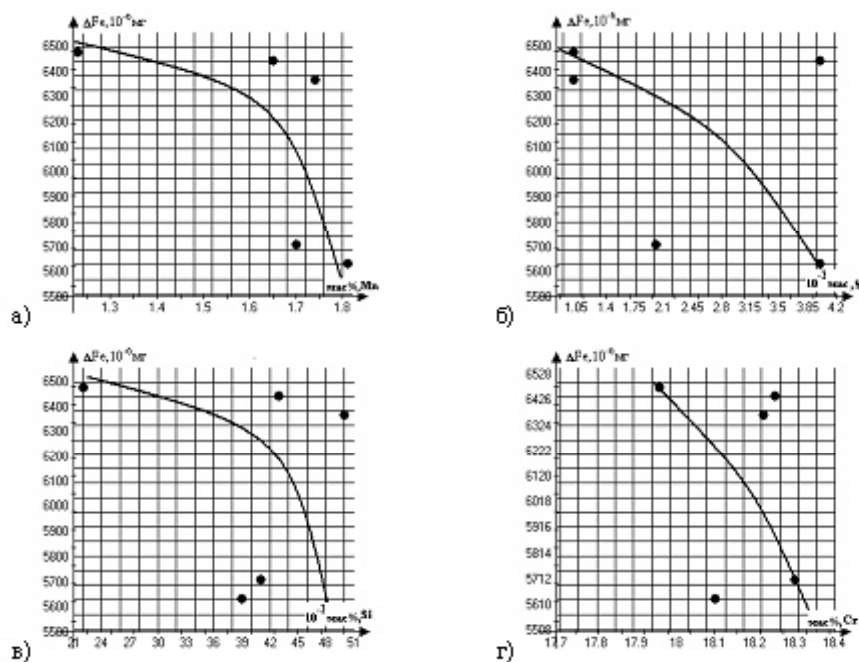


Рис. 3. Корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту: а – Mn; б – Si; г – Cr; з – S

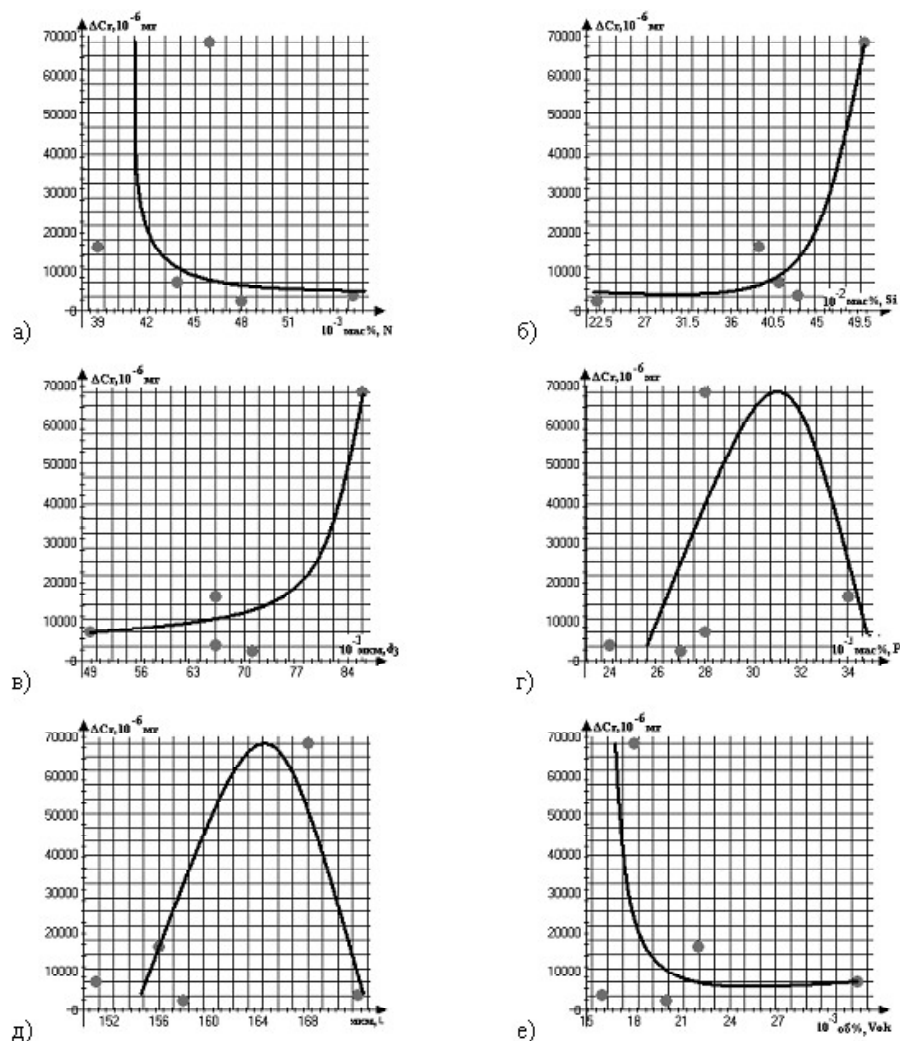


Рис. 4. Корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH 4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту: а – Si; б – P; в – N; г – (V_{ox}) об'єму оксидів; д – (L) середньої відстані між оксидами; е – (d_3) середнього діаметра зерна аустеніту

Манган є аустенітотвірним елементом у сталі, але на відміну від C, N, Ni сприяє зростанню корозійних втрат Cr з її поверхні за прямолінійною закономірністю (22). Вірогідно, це відбувається внаслідок поверхнево-активних властивостей цього елемента. Напевно, через це Si також сприяє зростанню корозійних втрат зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH 4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л (рис. 4, б). Найінтенсивніше розчинення Cr зі сталі спостережено при вмісті в ній Si від 0,22 до 0,45 мас. %. Найвірогідніше Mn і Si інтенсифікують розчинення Cr зі сталі межами зерен аустеніту, оскільки чим більше некогерентність суміжних зерен аустеніту, тим більше корозійні втрати хрому. При цьому слід зазначити, що чим більший середній діаметр зерна аустеніту, тим більший ступінь некогерентності між ними (рис. 4, е). Фосфор, як і Mn, Si та S, також є поверхнево-активним елементом і через це при вмісті в сталі від 0,024 до 0,030 мас. % межами дрібних та середніх оксидів титану з аустенітною матрицею відбувається активне розчинення Cr (рис. 4, г, д). Як наступне зростання розміру оксидів титану, яке корелює з середньою

відстанню між ними, так і збільшення вмісту P в сталі від 0,030 до 0,034 мас. % сприяє зниженню корозійних втрат Cr (рис. 4, г, д). Взагалі чим більший об'єм оксидів титану в сталі, тим менше корозійні втрати Cr. Однак таку тенденцію спостережено при вмісті оксидів у сталі від 0,016 до 0,020 об. % (рис. 4, е).

У результаті корозійних випробувань, кореляційного та регресивного аналізу встановлено прямолінійні аналітичні залежності між корозійними втратами Ni зі сталі AISI 304 та об'ємом оксидів титану, середньої відстані між ними та середнім діаметром зерна аустеніту (25–27):

$$\Delta Ni = 10^{-6} (-7262 + 649750 V_{ox}); \quad r = 0,82; \quad (25)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (54330 - 316L); \quad r = -0,74; \quad (26)$$

$$\Delta Ni = 10^{-6} (8522 - 100000 d_3); \quad r = -0,72. \quad (27)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (25–27) оцінено за t -критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Таким чином, рівняння (25–27) адекватно описують корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 залежно від об'єму в ній оксидів титану, середньої

відстані між ними та середнім діаметром зерна аустеніту. Згідно з формулою (25), корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній об'єму оксидів титану. Найвірогідніше розчинення Ni зі сталі відбувається межами оксидів титану з аустенітною матрицею та межами зерен аустеніту, тому що згідно з формулою (26), чим більша відстань між оксидами титану, тим більші їх розміри, тим

менша довжина границь між цими фазами. Довжина останніх безпосередньо впливає на корозійні втрати Ni зі сталі. З аналогічних міркувань, довжина границь між зернами аустеніту впливає на корозійні втрати Ni зі сталі (27). Графічним аналізом встановлено параболічні залежності між корозійними втратами Ni зі сталі AISI 304 та вмістом у ній C, P та S (рис. 5 а–в).

Слід зазначити, що C, P та S є елементами, які сегрегують до границь зерен. Отже, аналізуючи таку тенден-

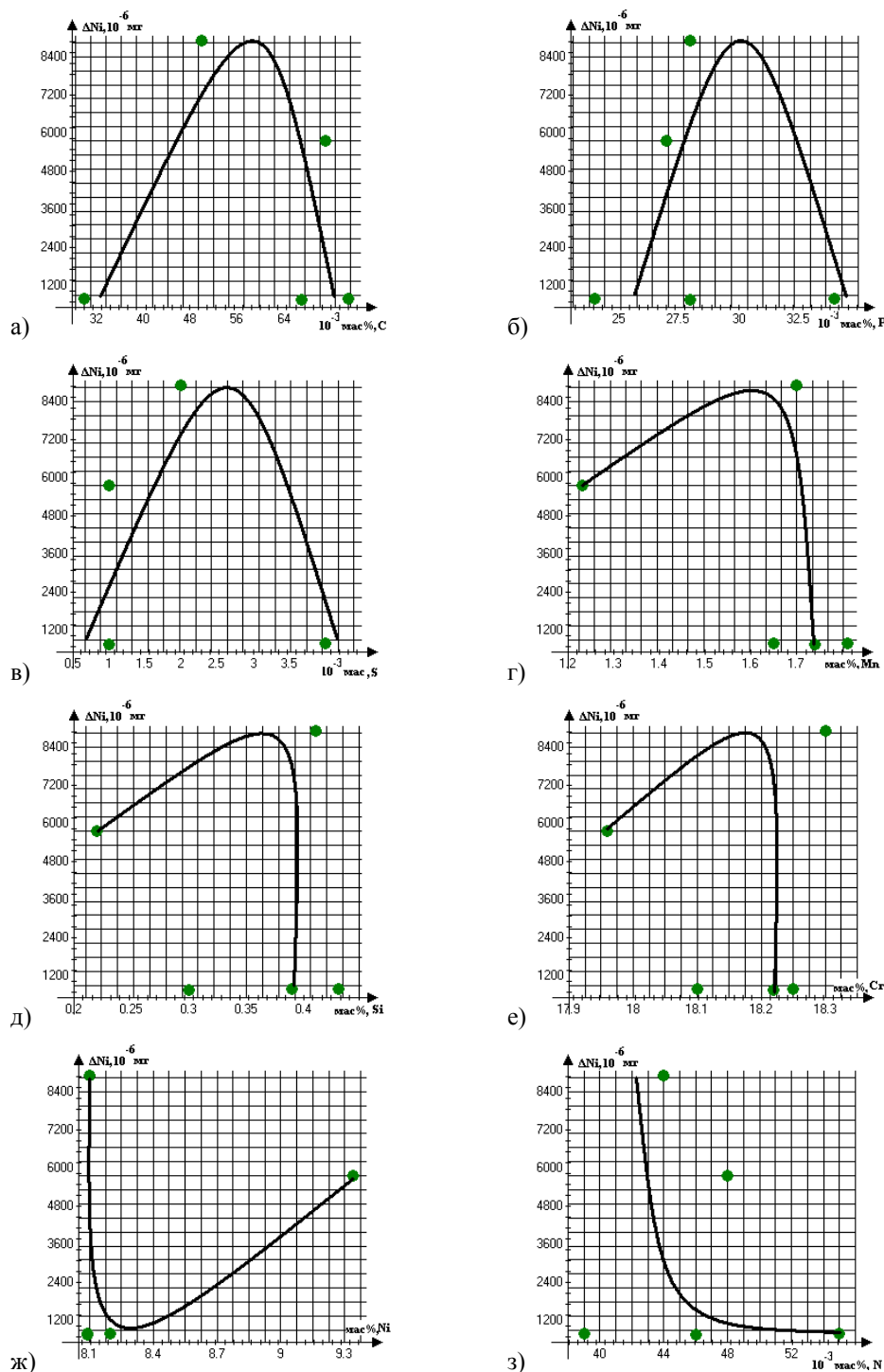


Рис. 5. Корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з pH 4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту: а – C; б – Mn; в – Ni; г – N; д – Si; е – Cr; ж – P; з – S

цію, можна припускати, що в сталі при вмісті С від 0,030 до 0,057 мас. %, Р від 0,024 до 0,030 мас. % та S від 0,001 до 0,0027 мас. % внаслідок внутрішніх напружень, які утворюються в околі границь зерен через градієнт концентрації цих елементів у центрі зерна та на його периферії інтенсифікується розчинення Ni у хлоридовмісному розчині з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л. Наступне зростання вмісту С до 0,075 мас. %, Р до 0,034 мас. % та S до 0,004 мас. % сприяє суттєвому зниженню корозійних втрат Ni зі сталі AISI 304. Найвірогідніше це зумовлено тим, що підвищена концентрація цих елементів у сталі сприяє сегрегації їх границями зерен аустеніту, внаслідок цього гальмується розчинення Ni. Аналіз даних (рис. 5, *а–е*) показав, що між корозійними втратами Ni зі сталі AISI 304 та вмістом у ній Mn, Si, Cr є загальна параболічна закономірність. Корозійні втрати Ni зі сталі зростають зі збільшенням у ній вмісту Mn від 1,23 до 1,5 мас. %, Si від 0,22 до 0,35 мас. %, Cr від 17,96 до 18,06 мас. %, а надалі знижуються зі збільшенням вмісту Mn до 1,81 мас. %, Si до 0,50 мас. % та Cr до 18,3 мас. %. Слід зазначити, що Mn є аустенітотвірним, а Si та Cr феритотвірними елементами. Однак ці елементи мають загальну властивість зміцнювати твердий розчин аустеніту. Вірогідно, ця властивість цих елементів безпосередньо знижує корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304. Нікель та азот є аустенітотвірними елементами, які при вмісті Ni в сталі від 8,09 до 8,3 мас. % та N від 0,039 до 0,045 мас. % інтенсивно знижують корозійні втрати Ni зі сталі внаслідок стабілізації аустеніту (рис. 5, *ж, з*). Однак наступне збільшення в сталі вмісту Ni до 9,34 мас. % сприяє зростанню корозійних втрат нікелю зі сталі, а збільшення вмісту N майже не впливає на цей процес (рис. 5, *ж, з*).

Кореляційним та регресивним аналізом результатів корозійних випробувань сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з рН4 та концентрацією хлоридів 600 мг/л встановлено прямолінійні аналітичні залежності (28, 29).

$$\Delta Fe = 10^{-6} (-27526 + 100000Si); \quad r = 0,72; \quad (28)$$

$$\Delta Fe = 10^{-6} (224372 + 165283d_3); \quad r = 0,75. \quad (29)$$

Значущість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (28, 29) оцінено за *t*-критерієм Стюдента з рівнем значущості 0,10. Таким чином, рівняння (28–29) адекватно описують корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л. З аналізу рівнянь (28, 29) виходить, що корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 зростають зі збільшенням у ній вмісту Si та середнього діаметра зерна аустеніту. Слід зазначити, що C і Mn також сприяють зростанню корозійних втрат Fe зі сталі AISI 304, але цей процес відбувається за гіперболічною закономірністю (рис. 6, *а, б*). При вмісті С від 0,03 до 0,066 мас. % та Mn від 1,23 до 1,70 мас. % корозійні втрати Fe майже не змінилися, а наступне збільшення вмісту С до 0,075 мас. % та Mn до 1,81 мас. % сприяє інтенсивному зростанню корозійних втрат Fe зі сталі. Манган та вуглець є аустенітотвірними елементами, але не цей чинник впливає

на корозійні втрати Fe з дослідженої сталі, тому що Ni та N також є аустенітотвірними елементами в твердому розчині аустеніту, які при вмісті Ni в сталі від 8,09 до 8,2 мас. % та N від 0,039 до 0,043 мас. % інтенсивно знижують корозійні втрати Fe зі сталі. Наступне збільшення вмісту Ni в сталі до 9,34 мас. % та N до 0,055 мас. % майже не впливає на корозійні втрати Fe зі сталі (рис. 6, *в, з*).

Варто відзначити, що між корозійними втратами Fe зі сталі та вмістом у ній S виявлено аналогічну закономірність (рис. 6, *д*), але S є феритотвірним елементом. До того ж вуглець, сірка й азот є елементами втілення у твердих розчинах, а нікель та манган елементами заміщення. Таким чином закономірності, які показано на рис. 6а, не зумовлені вищенаведеними характеристиками C, Mn, Ni, N та S. Закономірності між корозійними втратами Fe зі сталі AISI 304 та вмістом у ній Ni, N та S (рис. 6, *в–д*) аналогічні з закономірністю між $\Delta Fe = f(V_{\infty})$ (рис. 6, *е*).

Отже, аналізуючи дані рівняння (29) та закономірності (рис. 6, *а–е*), можна припустити такий механізм розчинення Fe зі сталі AISI 304 залежно від збільшення величини цих характеристик. З формули (29), чим більший середній діаметр зерна аустеніту, тим більші корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304. Це зумовлено зростанням некогерентності між ґратками зерен аустеніту зі збільшенням їх розміру. До певної концентрації C та Mn не впливають на корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 (рис. 6, *а, б*). Вірогідно, це зумовлено тим, що ці елементи при такому вмісті в сталі розчинено в твердому розчині аустеніту. З наступним збільшенням вмісту цих елементів та Cr (рис. 6, *ж*) у сталі границями зерен випадають складні карбіди (Cr_xMn_y) C. До того ж, чим більша некогерентність ґраток границями зерен аустеніту, тим більше карбідів випадає у цих місцях. Відомо [8], що на карбідах у кислих хлоридовмісних розчинах знижується перенапруга іонізації іонів водню, що сприяє зростанню катодної та відповідно анодної реакції іонізації, в першу чергу Fe. Фосфор при вмісті до 0,031 мас. %, внаслідок сегрегації границями зерен аустеніту, інтенсифікує розчинення Fe зі сталі (рис. 6, *з*). Однак наступне збільшення вмісту P у сталі від 0,031 до 0,034 мас. % та Cr від 18,15 до 18,30 мас. % внаслідок зміцнення оксидної плівки суттєво «гальмує» розчинення Fe зі сталі AISI 304 в хлоридовмісному розчині з рН4 та концентрацією хлоридів 600 мг/л (рис. 6, *ж, з*). У попередніх дослідженнях [1, 2, 4] встановлено, що пітинги, здебільшого, зароджуються в околі включень. До того ж, є дані [7], що близько 85 % пітингів не досягають критичних розмірів та репасивуються в перші хвилини перебування в хлоридовмісному розчині. Відомо [9], що критичний радіус пітинга близько 7 мкм. Отже, у хлоридовмісному розчині з рН4 та концентрацією хлоридів 600 мг/л на поверхні сталі AISI 304 впродовж часу випробування репасивуються всі пітинги, оскільки максимальний діаметр оксидів титану, які містить сталь AISI 304, до 5 мкм [4].

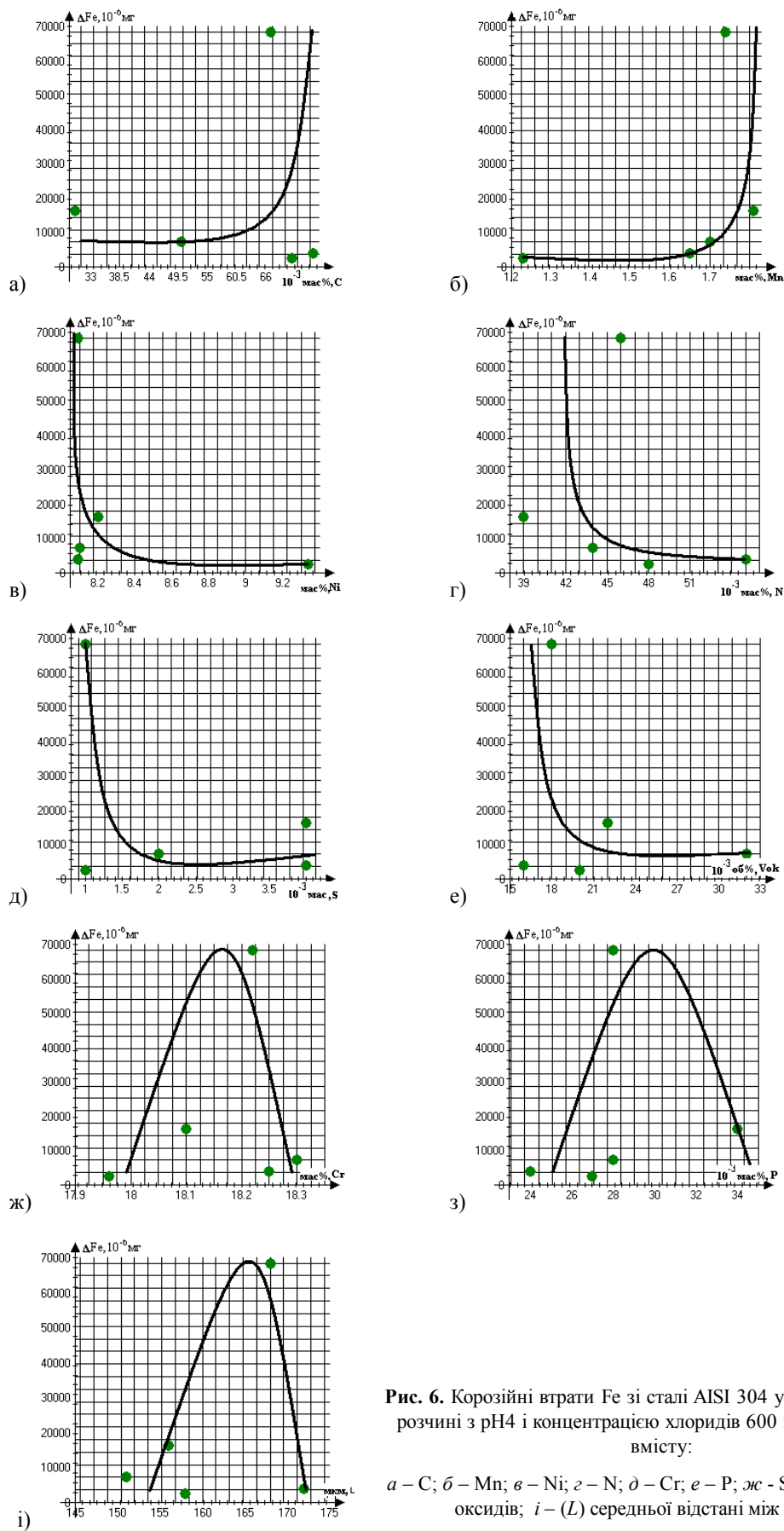


Рис. 6. Корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 у хлоридовмісному розчині з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л залежно від вмісту:

$a - C$; $б - Mn$; $в - Ni$; $г - N$; $д - Cr$; $е - P$; $ж - S$; $з - (V_{ок})$ об'єму оксидів; $и - (L)$ середньої відстані між оксидами

Враховуючи вищенаведені дані та аналізуючи (рис. 6, в, е, і), можна припустити, що найвірогідніше оксиди титану катодно захищають сталь AISI 304 у слабкокислому хлоридовмісному розчині внаслідок збільшення на них перенапруги іонізації водню, а азот, як відомо [10], утворюючи комплексні сполуки в пітингах, сприяє їх репасивації. Хром, фосфор та сірка за певної концентрації в сталі внаслідок збільшення вмісту феритної фази знижують корозійні втрати Fe, тому що на феритній фазі зростає перенапруга іонізації водню. Це узгоджується з даними [11]. Варто зазначити, що сірка знижує корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 при її концентрації в сталі до 0,002 мас. %. Наступне збільшення вмісту S в сталі до 0,044 мас. % не впливає на корозійні втрати заліза (рис. 6.д). Відомо [5], що в твердому розчині аустеніту при температурі 20 °С розчиняється близько 0,005 мас. % сірки. В аустенітних сталях при зростанні вмісту S більше ніж 0,005 мас. % спостерігають сегрегацію останньої границями зерен аустеніту або випадіння неметалевих включень із сульфідною часткою.

Таким чином, враховуючи закономірності та механізми корозійного розчинення сталі AISI 304 у модельних оборотних водах можна вибрати сталь з оптимальним хімічним складом та структурною гетерогенністю щодо пітингової корозії.

Висновки

Установлено закономірності та механізми корозійного розчинення Cr, Ni та Fe зі сталі AISI 304 у модельних оборотних водах.

В хлоридовмісному розчині з pH 5 та концентрацією хлоридів 600 мг/л корозійні втрати Cr зі сталі AISI 304 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній вмісту Ni та зменшенням Mn, Si, Cr і S. Крім того, виявлено, що корозійні втрати Cr зі сталі знижуються за гіперболічною закономірністю зі збільшенням у ній вмісту N, P та об'єму оксидів титану і відстані між ними. Між корозійними втратами Cr та вмістом C і середнім діаметром зерна аустеніту встановлено параболічну залежність. Враховуючи вплив хімічних елементів та структури на механічні властивості аустенітних сталей, запропоновано механізм за яким вміст хімічних елементів у сталі та складові структури впливають на корозійне розчинення Cr з її поверхні. Так, Mn, Si, Cr, S, дрібні оксиди титану та карбіди хрому, які випадають межами зерен, зміцнюють сталь AISI 304 і, таким чином, знижують корозійні втрати хрому з її поверхні.

Зі зниженням лужності хлоридовмісного розчину до pH 4 вплив вмісту хімічних елементів у сталі та складових структури на корозійне розчинення Cr змінюється за прямолінійною закономірністю. Адже встановлено, що ΔCr зростають зі збільшенням у ній вмісту Mn і S та зменшенням C, Ni. Між ΔCr сталі та середньою відстанню між оксидами титану і вмістом P виявлено параболічну залежність. Отже, зі зниженням pH хлоридовмісного розчину до 4 механізм корозійного розчинення Cr змінюється. Адже ΔCr сталі знижуються зі ста-

білізацією аустеніту. Крім того, процес розчинення Cr зі сталі найінтенсивніше відбувається межами зерен аустеніту та межами великих за розміром оксидів титану з аустенітною матрицею, оскільки чим більший середній діаметр зерна аустеніту та розмір оксидів, тим більші ΔCr зі сталі.

У хлоридовмісному розчині pH 5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л встановлено, що ΔNi за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням об'єму оксидів титану та зменшенням середньої відстані між ними, середнього діаметру зерна аустеніту та вмісту C і N.

Між ΔNi зі сталі AISI 304 та вмістом у ній Mn, Ni, Si, Cr та P виявлено параболічну залежність. Отже, корозійні втрати Ni зі сталі AISI 304 найінтенсивніше відбуваються на границях зерен аустеніту та оксидів титану з аустенітною матрицею. При визначеному вмісту Cr, Si та Mn у сталі межами вищезгаданих фаз випадають складні карбіди ($Cr_xSi_yMn_z$), C, які катодно захищають сталь від розчинення Ni. А фосфор є поверхневоактивним елементом, який сегрегує межами цих фаз та сприяє зростанню розчинення Ni. Зі зниженням pH хлоридовмісного розчину до 4 встановлено, що ΔNi за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній об'єму оксидів титану та зменшенням середньої відстані між ними і середнього діаметру зерна аустеніту. Крім того, між ΔNi та вмістом у сталі C, P, S, Mn, Si та Cr виявлено параболічні закономірності, а між ΔNi та вмістом Ni і N гіперболічні. Отже виходить, що Ni зі сталі AISI 304, здебільше, розчиняється границями зерен аустеніту та оксидів титану з аустенітною матрицею. Вуглець, P та S сегрегуючи до місць розділу цих фаз інтенсифікують розчинення Ni зі сталі. А хром, манган та Si, утворюючи складні карбіди, катодно захищають сталь від корозійних втрат Ni. Нікель та азот до визначеного вмісту в сталі знижують корозійні втрати Ni внаслідок стабілізації аустеніту, але при вмісті Ni понад 8,2 мас. % ΔNi зростають.

У хлоридовмісному розчині з pH 5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л корозійні втрати Fe зі сталі AISI 304 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній вмісту C, Ni, середнього діаметра зерна аустеніту і середньої відстані між оксидами титану та зі зменшенням вмісту Ni, P і об'єму оксидів титану. До того ж, розчинення Fe зі сталі AISI 304 здебільшого відбувається границями оксидів титану з аустенітною матрицею. При цьому Cr і Si знижують ΔFe зі сталі внаслідок зміцнення оксидної плівки, а P, Mn і S внаслідок збільшення стискувальних напружень в околі оксидів титану. Зі зниженням pH хлоридовмісного розчину до 4 встановлено, що ΔFe зі сталі AISI 304 за прямолінійною закономірністю зростають зі збільшенням у ній вмісту Si та середнього діаметра зерна аустеніту. Крім того, ΔFe зі сталі AISI 304 за гіперболічною закономірністю знижується зі збільшенням вмісту C і Mn. Між ΔFe зі сталі AISI 304 та вмістом у ній C, P і середньою відстанню між оксидами титану виявлено параболічну закономірність. З аналізу отриманих закономірностей зап-

ропоновано, що Fe розчиняється здебільшого в околі оксидів титану. При цьому карбіди, які випадають межами зерен аустеніту, інтенсифікують цей процес, а оксиди титану, навпаки, «гальмують», катодно захищаючи сталь.

Список літератури

1. Нарівський О. Е. Корозійне руйнування пластинчастих теплообмінників / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 200. – № 1. – С. 104–108.
2. Нарівський О. Е. Мікромеханізм корозійного руйнування пластин теплообмінників / О. Е. Нарівський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 1. – С. 110–116.
3. Нарівський О. Е. Визначення пітинговості сталі AISI 304 в хлоридовмісних середовищах, які присутні при роботі теплообмінників / О. Е. Нарівський, С. Б. Беліков // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – спец. вип. № 6. – С. 136–140.
4. Нарівський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах : дис. ... канд. техн. наук : 05.17.14 / Нарівський Олександр Олександрович. – Львів, 2009. – 209 с.
5. Колотыркин Я. М. Успехи и задачи развития теории коррозии / Я. М. Колотыркин // Защита металлов. – 1980. – Т. 16. – № 6. – С. 660–673.
6. О влиянии легирования кремнием на устойчивость аустенитной нержавеющей стали к питтинговой коррозии / [С. А. Глазкова, Л. И. Фрейман, Г. С. Раскин, Г. Л. Шварц] // Защита металлов. – 1972. – Т. 8, № 6. – С. 600–666.
7. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов // И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
8. Колотыркин Я. М. Металл и коррозия / Я. М. Колотыркин. – М. : Металлургия, 1985. – 88 с.
9. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали / [Л. И. Фрейман, А. Р. Басман, Е. А. Пикус, Л. Е. Гуджабидзе] // Защита металлов. – 1988. – Т. 24, № 4. – С. 614–617.
10. Використання феритно-аустенітних сталей для виготовлення зварних виробів / [Р. К. Мелехов, Г. М. Круцан, О. О. Табуренко та ін.] // Проблеми трибології. – 2003. – № 3. – С. 3–10.
11. Колотыркин Я. М. Электрохимические аспекты коррозии металлов / Я. М. Колотыркин // Защита металлов. – 1975. – Т. 11, № 16. – С. 675–686.

Одержано 15.01.2013

Наривский А.Э. Закономерности и механизмы коррозионного растворения стали AISI 304 под осадком в модельных оборотных водах

Установлены механизмы и закономерности коррозионного растворения Cr, Ni и Fe из стали AISI 304 в модельных оборотных водах под осадком, когда сталь подвергается питтинговой коррозии.

Ключевые слова: коррозионное растворение, питтинг, селективное растворение хрома и никеля, химический состав, структурная гетерогенность.

Narivskiy A. Laws and mechanisms of corrosion dissolution of steel AISI 304 when working model sediment in waters

The mechanisms and patterns of Cr, Ni and Fe corrosion dissolution from the steel AISI 304 in the current model under the waters of the sediment when the steel is subjected to pitting corrosion was established.

Key words: corrosion dissolution piting, selective dissolution of chromium and nickel, chemical composition, structural heterogeneity.

УДК 620.178.76 : 621.891

Канд. техн. наук С. Н. Попов, С. В. Андриенко
Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА ИЗНАШИВАНИЯ И АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА АБРАЗИВНОГО РАЗРУШЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ БАРОВЫХ МАШИН

Исследован механизм разрушения поверхности трения рабочего инструмента баровой машины. Усовершенствована и апробирована методика промышленных испытаний натурных образцов. Проведен трибоматериаловедческий анализ характера изношенной поверхности детали. Представлено описание влияния внешних параметров трибосистемы на интенсивность изнашивания и работоспособность резцов.

Ключевые слова: абразивное изнашивание, поверхность трения, резец, механизм разрушения, линейный износ, асфальтобетонное покрытие, абразивная частица.

Введение

Рабочие органы дорожно-строительных машин и, в частности, резцы бар, работают в сложных условиях интенсивного абразивного изнашивания, что приводит к значительному их износу и преждевременному снижению работоспособности. При этом изменение геометрических размеров инструмента обуславливает снижение их разрушающей способности и приводит к повышенному расходу потребляемой мощности машины на разрушение асфальтобетона, что значительно снижает эффективность работы баровой установки.

Поэтому целью данной работы было исследование и анализ характера разрушения баровых инструментов и разработка рекомендаций по повышению их срока службы путем оптимизации геометрической формы резца и последующей разработке технологии его упрочнения.

Анализ литературных данных

Баровые машины применяют для нарезки щелей в асфальтобетонных и других покрытиях при рытье траншей. Баровая машина предназначена для резки бетона и асфальтобетона, а также используется практически для обработки всех видов грунтов: мерзлого, глины, известняка, ракушечника, большинства скальных пород. При интенсивной работе (5–6 часов машинного времени) в асфальтобетоне режущий инструмент баровой машины требует практически ежедневной замены. По данным [1], в зависимости от вида грунта рабочие органы могут изнашиваться за 1...4 смены работы, что составляет 8–32 часов машинного времени.

Основоположниками при изучении изнашивания материалов в абразивных средах являлись И. В. Крагельский, Б. И. Костецкий, В. Н. Ткачев, П. Н. Львов, В. С. Попов, Н. Н. Брыков. В своих работах они показали, что материал, подвергающийся абразивному изнашиванию, в частности, по мнению И. В. Крагельского, основным процессом, вызывающим изнашивание, является повторное деформирование поверхностного слоя абразивными зернами, в результате чего в одних и тех же объемах вследствие «передеформирования» возникают усталостные трещины и происходит хрупкое отделение частиц металла; П. Н. Львов считает, что изнашивание абразивными частицами происходит за счет пластических деформаций поверхностных слоев металла. Металл, выдавленный в валики по краям царапины, пластически образованной абразивным зерном, удаляется при последующем прохождении абразивных зерен; В. Н. Ткачев выделяет три основных вида разрушения поверхности металла при взаимодействии с абразивной массой: микрорезание, многократное деформирование и коррозионно-механический износ, отмечая, что изнашивание рабочих органов почвообрабатывающих машин связано, главным образом, с передеформированием поверхностных слоев металла; согласно М. М. Хрущову М. А. Бабицеву, механизм абразивного изнашивания происходит при царапании поверхности дета-

ли абразивными зернами, большая часть которых оставляет пластически выдавленный след, а остальные осуществляют микрорезание и снимают мельчайшую стружку.

В то же время необходимо отметить, что современные исследования процессов изнашивания дополняют ранее проведенные исследования и в основном содержат только особенности и уже известные общие закономерности разрушения поверхности трения. Так, в частности, в работе V. Jančauskas с коллегами [2, 3], которые занимались вопросами по изучению механизма изнашивания плужных лемехов, указывается, что не все известные механизмы абразивного изнашивания полностью отражают износ почвообрабатывающих органов в почве. По их мнению, одновременно действуют такие виды износа, как: износ в абразивной массе, износ вклинившимися абразивными частицами, ударно-абразивное изнашивание. Кроме того, повторяются уже опубликованные [4, 5] методологические основы выбора основных факторов, оказывающих влияние на способность сплавов к сопротивлению изнашиванию, в частности: структуры и природы материала инструмента, абразива и его твердости, влажности, размеров и формы абразивных частиц, их подвижности и скорости движения, давления поверхности на абразивную частицу.

Согласно проведенным исследованиям работы [6], абразивный процесс в зависимости от соотношения твердостей абразива и материала детали, имеет две формы проявления: 1) при $H_a < kH_M$ происходит механо-химическое разрушение поверхности, 2) при $H_a > kH_M$ наблюдается преимущественно механическое разрушение.

Согласно работе [7], механизм абразивного изнашивания заключается в удалении материала из изнашиваемой поверхности либо в виде очень мелкой стружки, или фрагментов разрушенного материала, предварительно выдавленного по сторонам пластически деформированной царапины, либо в виде мелких кусочков, хрупко отделяющихся при однократном или многократном воздействии.

В ряде работ [8, 9], абразивный износ подразделяется на категории: 1) абразивное изнашивание закрепленным абразивом; 2) абразивное изнашивание незакрепленным абразивом; 3) ударно-абразивное изнашивание. Также рассматриваются следующие виды разрушения при абразивном изнашивании в зависимости от условий взаимодействия абразивной частицы с поверхностью детали: 1) микропропахивание – образование канавок на поверхностях металла при взаимодействии с абразивными частицами; 2) микрорезание – снятие стружки частицами абразива, имеющими острые грани; 3) микрорастрескивание – характерно для хрупких твердых материалов; 4) микроусталость – наблюдается повторном пропахивании, когда округленное зерно при взаимодействии с пластичным материалом детали не способно осуществлять микрорезание,

приводя при многократном воздействии к пластическому деформированию материала.

Однако имеются данные [10], что действие абразивных частиц на поверхностях трения проявляются в двух основных механизмах: 1) абразивные частицы, совершая микрорезание, оставляют на металле множество царапин; 2) деформационное действие частиц, которые производят не царапание поверхности, а выдавливание лунок или бороздок. При многократном действии наблюдаются усталостные разрушения.

В работе [11] приведены данные о типах инструментов, применяющихся на баровых установках, геометрические параметры резцов, однако большее внимание уделено поломкам армирующих вставок, находящихся на передних режущих кромках резцов и форме пластины. Установлено, что наиболее прочными являются пластины с выпуклой передней поверхностью и округлой формой режущей кромки, а основными видами поломок резцов являются поломки и изгибы державок. Чаще всего они происходят или на рабочей части резца, у торца вставки твердого сплава, или у места крепления в кулаке (переход к хвостовику); поломка режущей кромки вставки или самой вставки; разрыв паяного соединения.

В своих работах С. Н. Попов с учениками [5, 12] исследовали влияние внешних условий изнашивания резцов дорожных фрез на износостойкость в схожих условиях абразивного изнашивания и доказали, что оптимизация геометрической формы детали может изменять механизм разрушения поверхности трения.

Таким образом, анализ априорной информации показал, что на сегодняшний день механизм разрушения рабочих инструментов бар, работающих в грунте или асфальтобетоне, практически не изучен. В литературе имеются отрывочные несистематизированные сведения об условиях изнашивания баровых инструментов, которые не учитывают в комплексе трибоматериаловедческие параметры конкретных условий разрушения резцов. Поэтому задача выявления основных закономерностей механизма разрушения резцов и определение путей повышения их срока службы является весьма актуальной и своевременной.

Методика проведения исследований

Испытания проводили в промышленных условиях на натуральных резцах в регламенте действующего производственного цикла на баровых установках на базе трактора МТЗ-82 с режущим органом «Урал-33» с резцами РП-3. Эксплуатационные характеристики были следующими: температура окружающей среды составляла 15–18 °С, прочность асфальтобетона при одноосном сжатии 1,5–7,0 МПа, применяемая марка асфальтобетона (асфальтобетон мелкозернистый плотный, тип А, I марки) отвечала свойствам и характеристикам ГОСТ 9128-97. Состав данной марки асфальтобетона: песок, щебень (50–60 %) фракции 5–20 мм, минеральный порошок, битум БНД 60/90. Угол наклона рабочей цепи

составил 60–65 °, скорость резания 2,5–3,5 м/с; скорость подачи 3–4 м/мин.

После проведения испытаний, натурные резцы очищались от грязи мягкой металлической щеткой (ГОСТ 28638-90), промывались раствором ацетона (ГОСТ 2768-84) и протирались ветошью (ГОСТ 4643-75) насухо.

Изменение линейного износа резцов по высоте проводили с помощью штангенциркуля ШЦ-1-125-0,1 ГОСТ 166-89, приспособление для зажима резца (см. рис. 1), которые позволяют установить величину линейного износа от базовой поверхности.

Величина линейного износа вычислялась как разность замеров в разных точках изнашиваемой поверхности детали до и после испытаний:

$$\Delta L = l_0 - l_1, \quad (1)$$

где ΔL – величина линейного износа, мм;

l_0 – линейный износ резца до испытания, мм;

l_1 – линейный износ резца после испытания, мм.

Для проверки статистической погрешности измерений, осуществляли не менее 3 измерений в одной точке. Относительную погрешность определяли согласно [13] формуле:

$$E = \frac{\Delta x}{x_{cp}} \cdot 100\%, \quad (2)$$

где Δx – абсолютная погрешность, x_{cp} – среднее значение измеряемой величины.

Относительная погрешность E составила 0,2–0,4 %.

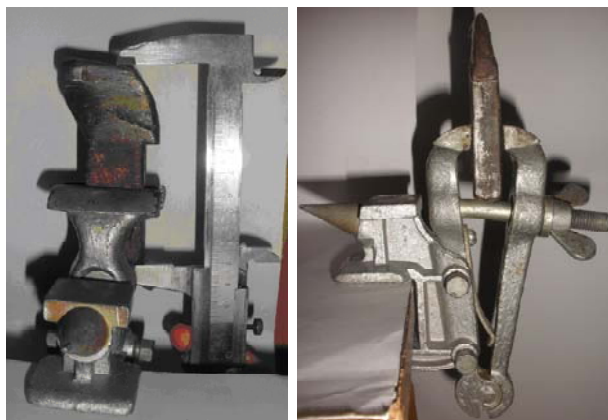


Рис. 1. Способ замера линейного износа плоских резцов баровой машины

Исследование и анализ механизма разрушения поверхности трения барового резца

Рабочий инструмент машины представляет собой цепные бары от врубных машин или комбайнов, состоят из клепаной или сварной конструкции, которая включает в себя нижнюю (1) и верхнюю (10) плиту и продольные бруска (8) (рис. 2).

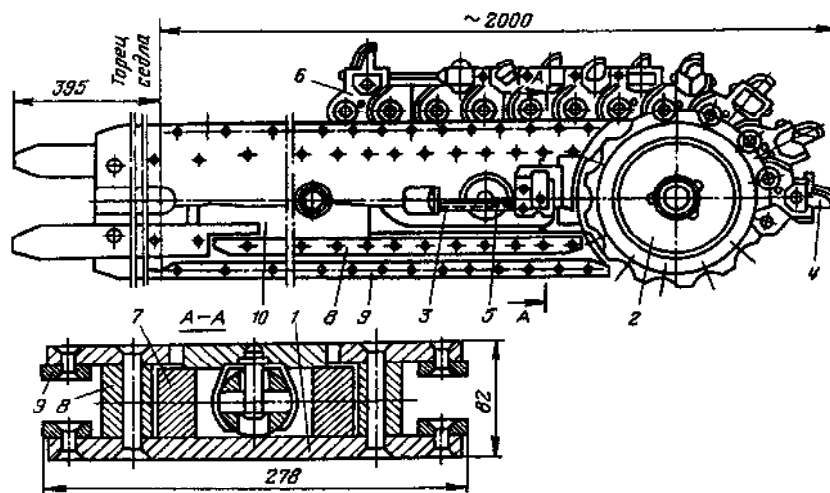


Рис. 2. Плоский цепной рабочий орган врубной машины [14]

Вместе с накладками (9) такая конструкция образует направляющий ручей, в котором располагается режущая цепь (6), оснащенная резцами (4). Движущаяся по раме цепь контактирует с асфальтобетоном, разрушая его, а поступательное движение баровой машины вперед приводит к образованию на его поверхности траншеи.

Резец РП-3 (рис. 3) представляет собой стержень, состоящий из головки 2, армированной пластинкой из твердого сплава ВК-8 (3) и державки (стержня) (1) для крепления на исполнительном органе. Головка резца РП-3 является режущей составляющей инструмента.

Резцы в кулаках закрепляются стопорными винтами. Наибольший угол наклона рабочей цепи составляет $60-65^\circ$. Скорость рабочей цепи экскаваторов составляет $2,5-5$ м/с. В настоящее время в Украине рабочие органы дорожно-строительных машин изготавливаются из легированных сталей типа 40Х, 40СГ, 50Г, 65Г, 35ХГТ, 35ХГ2, имеющие твердость в закаленном состоянии в пределах $38...45$ HRC. В условиях трения о грунт или асфальтобетон такие материалы показывают невысокую износостойкость [15], что связано с тем, что

твердость абразивной частицы превышает в $1,5-2$ раза твердость материала детали. Резцедержатели (кулаки) изготавливают из стали типа 40Х, 40ХН, для изготовления резцов используют легированные стали после закалки – 35ХГСА [15, 16].

Анализ гранулометрического состава показал, что слой асфальтового бетона в основном состоит из гранитных абразивных и песчаных частиц разной фракции, связанных битумной связкой. Гранулометрический анализ показывает, что микротвердость H_{50} абразивных материалов в данных условиях изнашивания составляет от $13,5$ ГПа до $16,8$ ГПа, при этом предел прочности при сжатии гранита $\sigma_{сж} = 10-30$ ГПа, песка $\sigma_{сж} = 4-8$ ГПа. Фракции: менее 5 мм, $5-10$ мм, $10-20$ мм, $20-40$ мм, составляют примерно $36,6...70,8$ % почвы (рис. 4) [4].

В состав гранита входит кварц, полевые шпаты, слюды, иногда роговая обманка или авгит. Размер зерен песка SiO_2 может составлять от $0,16$ до 5 мм, гравия от 5 до 70 мм и более. В редких случаях при работе бар с высокопрочными гранитами или диабазами твердость абразива может достигать от 22 ГПа. Причем, по дан-

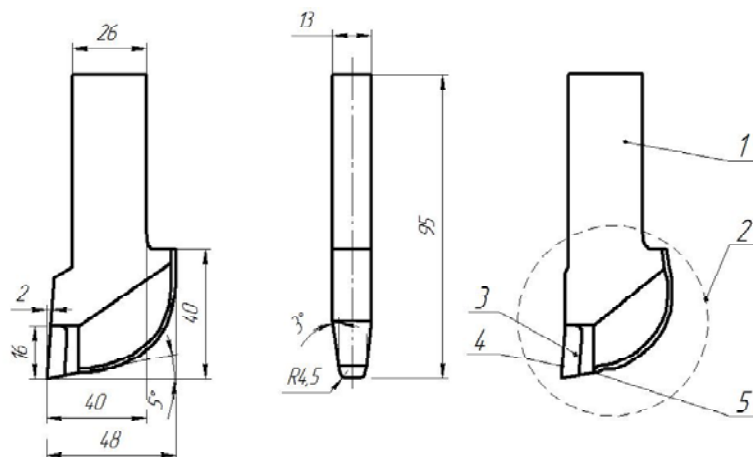


Рис. 3. Основные геометрические параметры и общий вид плоского баровогорезца РП-3

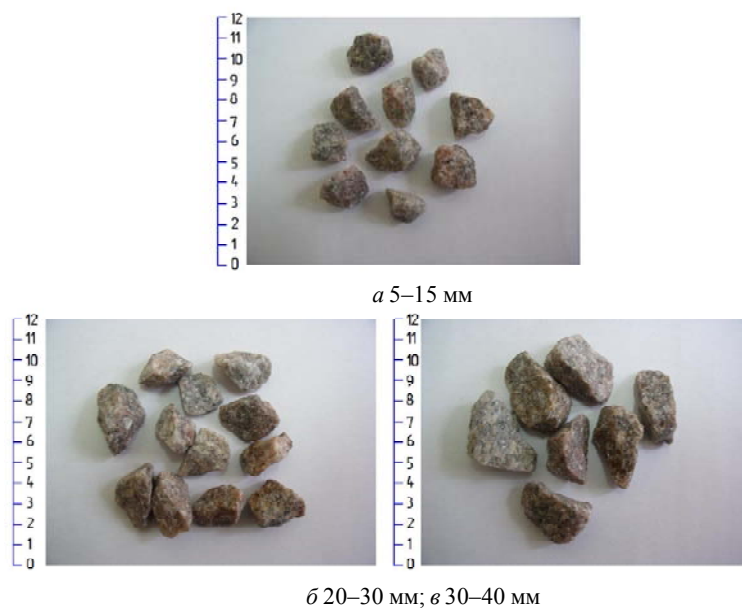


Рис. 4. Фракции гранитных частиц, содержащиеся в асфальтобетоне

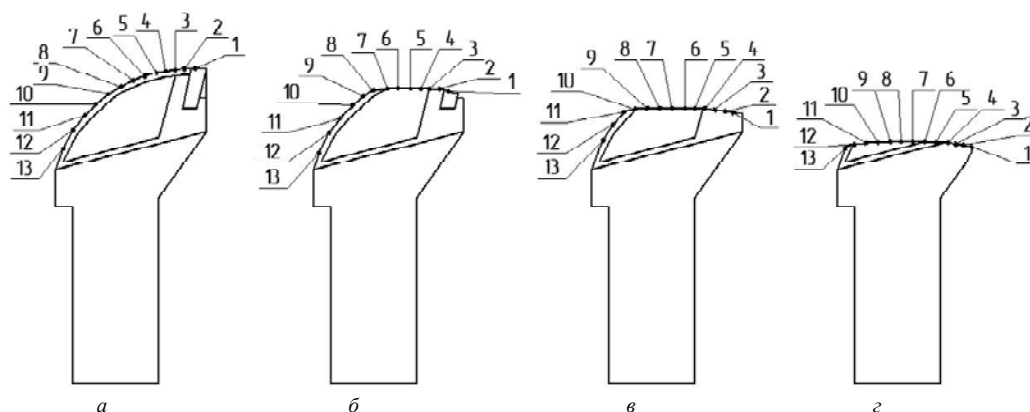


Рис. 5. Характер износа плоских резцов бары после эксплуатации: а – новый резец; б – резец после 100 м в асфальтобетоне; в – резец после 200 м в асфальтобетоне; г – резец после 300 м в асфальтобетоне

Таблица 1 – Результаты замеров линейного износа баровых резцов

Линейный износ	№ точки	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
	ΔL_2 , мм	9	8	6	5	4	3	2	1	0	0	0	0	0
	ΔL_3 , мм	14	13	12	10	9	8	6	5	3	1	0	0	0
	ΔL_4 , мм	29	26	23	21	20	18	14	12	11	9	8	6	0

ным работы [17] указывается, что наибольшей абразивной способностью, как правило, обладают твердые абразивные частицы, размер которых находится в диапазоне от 0,5 до 2 мм. Важное значение имеет форма абразивных частиц: округлой и угловатой с острыми гранями и выступами, поскольку при достаточной твердости и прочности они способны деформировать, резать и изнашивать контактные поверхности деталей рабочих органов.

Процесс изнашивания резца включает в себя несколько различных механизмов контактного взаимодействия, которые имеют различные характеристики и действуют одновременно и во взаимодействии друг с другом. Проведенные нами исследования характера изнашивания баровых резцов позволили установить изменение линейного износа резцов по высоте (рис. 5, 6) и построить эпюры износа в зависимости от пройденного пути трения (рис. 6, таблица 1).

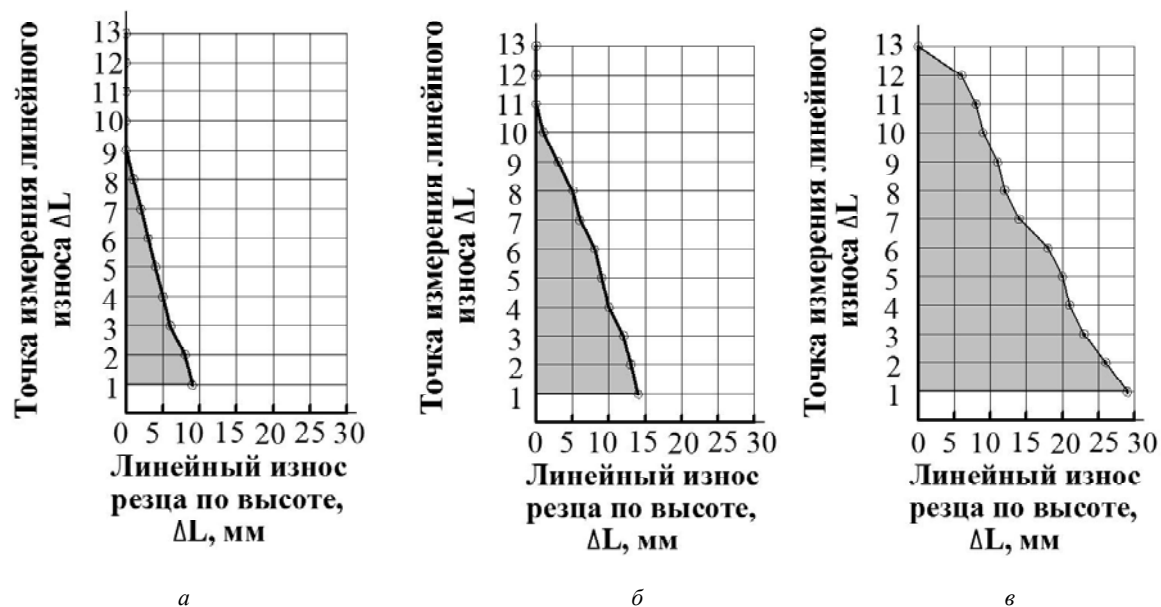


Рис. 6. Эпюры износа барового резца:

a – для резца (после 100 м); *б* – для резца (после 200 м); *в* – для резца (после 300 м)

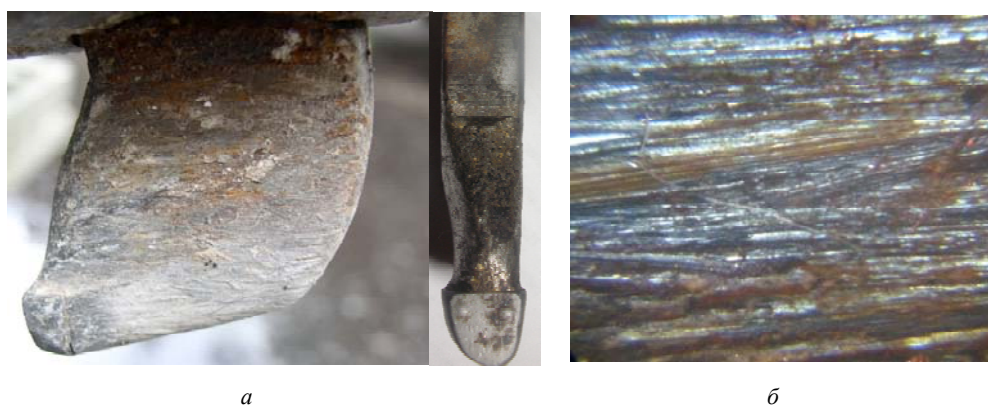


Рис. 7. *a* – характер разрушения поверхностей рабочей части резца после эксплуатации в асфальтобетоне 16 машино-часов работы; *б* – поверхность трения резца ($\times 30$)

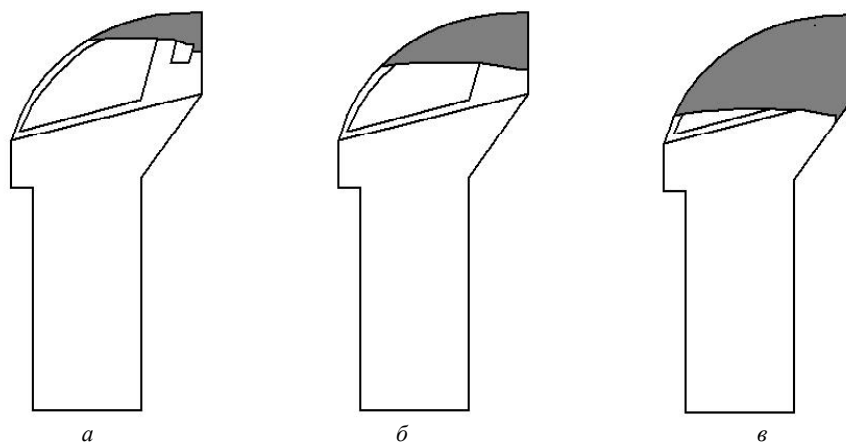


Рис. 8. Потеря линейного размера резца по высоте: *a* – 9,5 %; *б* – 14, 7 %; *в* – 20, 5 % от длины резца

Анализ графоаналитических эпюр износа резцов (рис. 6) показал, что наиболее интенсивно изнашивается передняя и задняя поверхность инструмента. Это связано с тем, что при его эксплуатации в зоне передней поверхности рабочего органа образуется уплотненное ядро из абразивной массы, по мере прохождения резца масса перемещается под его заднюю грань (рис. 7, а). Установлено, что интенсивному изнашиванию подвержены передняя, задняя грани, а также боковые поверхности резца (рис. 7, б). В результате работы резцов линейный износ по их высоте увеличивается (рис. 8), уменьшаются геометрические размеры резца и его масса.

Анализ поверхностей трения (рис. 7) показал, что преобладающим видом разрушения рабочих органов бар является абразивное изнашивание, при котором закрепленные абразивные частицы контактируют с поверхностью резца. Наличие на изнашиваемой поверхности одновременно участков со следами микроцарапин, пластически оттесненных участков и следов коррозионного воздействия свидетельствует о комплексном контактном взаимодействии: одноцикловом разрушении, отделеции микрообъемов металла за счет многократного пластического усталостного деформирования с образованием канавок и навалов, а также наличием коррозионного воздействия.

Выводы

Таким образом, представленные исследования позволили установить следующее.

1. Показано, что режущие инструменты баровых машин работают в сложных условиях контактного взаимодействия, что связано, в данном случае, с присутствием одновременно нескольких механизмов изнашивания резца:

а) наличие локальных ударных нагрузжений на начальном этапе и при дальнейшей работе рабочего инструмента; б) действие закрепленного и полужакопленного абразива при заглублении режущей цепи с резцами; в) действие незакрепленного абразива при выходе резцов из абразивной среды.

2. Установлено, что преобладающим видом разрушения рабочих боковых поверхностей органов бар является абразивное изнашивание. В то же время наличие на изнашиваемой поверхности одновременно участков со следами микроцарапин, пластически оттесненных участков и следов коррозионного воздействия свидетельствует о комплексном контактном взаимодействии: одноцикловом разрушении, отделеции микрообъемов металла за счет многократного пластического усталостного деформирования с образованием канавок и навалов, а также наличием коррозионного воздействия.

3. Усовершенствована и апробирована новая методика промышленных испытаний натурных резцов бар. Построены эпюры линейного износа резцов в зависимости от пути трения. Установлено, что максимальная интенсивность изнашивания зафиксирована на пере-

дней, задней гранях и боковой поверхности. Показано, что преждевременный износ на передней и задней поверхностях инструмента приводят к затуплению режущей кромки, изменению геометрических параметров резца, повышению сил резания и, следовательно, понижению производительности работы баровой машины.

4. Графоаналитический анализ эпюр износа резцов после испытаний в условиях действующего производственного цикла позволил установить, что после работы резца в асфальтобетоне в пределах пути трения 250–300 м зафиксирован максимальный линейный износ инструмента по высоте (30 мм от общей длины резца 95 мм, что составляет около 30 %). При этом следует отметить, что на производстве допускают неоправданно критическое значение максимального износа инструмента, что является недопустимым, поскольку от 60 % до 40 % машинного времени резец бары работает в условиях катастрофического разрушения.

Исходя из вышеизложенного, для повышения срока службы баровых резцов можно рекомендовать проведение дальнейших исследований:

- 1 – по разработке критериев оценки работоспособности и выбраковки рабочих органов;
- 2 – в дальнейшем по разработке схем оптимизации геометрической формы резца;
- 3 – по разработке технологии наплавки и оптимально легированного износостойкого наплавочного материала для конкретных условий абразивного изнашивания деталей баровых машин.

Список литературы

1. Кузнецова В. Н. Развитие научных основ взаимодействия контактной поверхности рабочих органов землеройных машин с мерзлыми грунтами: автореферат дис. ... доктора технических наук. 05.05.04 Дорожные, строительные и подъемно-транспортные машины» / В. Н. Кузнецова. – Омск, 2009. – 54 с.
2. Jankauskas V. Strengthening machine elements working under abrasive environment by alloying with hard layers and their estimation / V. Jankauskas // *Mechanika*. – 2006, № 1(57). – P. 55–60.
3. Jankauskas V. Research of strengthening plough parts by welding / V. Jankauskas, R. Kreivaitis, D. Stonkus, A. Andriulis // *Mechanika*. – 2008. – № 1 (69). – P. 80–84.
4. Попов С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: Навчальний посібник / С. М. Попов, Д. А. Антонюк, В. В. Нетребко. – Запоріжжя: ЗНТУ, АО «Мотор Січ», 2010. – 368 с.
5. Попов С. Н. Влияние трибоматериаловедческих параметров на характер разрушения резцов дорожной фрезы в условиях изнашивания закрепленным абразивом / С. Н. Попов, Д. А. Антонюк // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2006. – № 2. – С. 77–84.
6. Денисенко М. І. Структурно-енергетичні основи управління тертям та зношуванням в машинах за наявності вільного абразиву / М. І. Денисенко // *Науковий вісник НУБІП України*. – 2011, Вип. 166. – Ч. 1. – С. 131–139.

7. Абразивная стойкость наплавленного металла, содержащего карбиды титана / [А. И. Любич, Т. П. Говорун, А. С. Галагуз, В. В. Дудченко] // Вісник СумДУ. 2011, № 1. – С. 124–128.
8. Stachowiak G. W. Engineering tribology (2nd ed.) / G. W. Stachowiak, A. W. Batchelor, 2000. – 769 p.
9. Graff L. Discrete element method simulation of wear due to soil-tool interaction: a thesis... master science: Agricultural and Bioresource Engineering / Lyndon Graff. – Saskatoon, Canada, 2010. – 120 p.
10. Беркович И. И. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения: Учебник для вузов / И. И. Беркович, Д. Г. Громаковский. – Самара, 2000. – 268 с.
11. Горные машины и оборудование подземных горных работ. Режущий инструмент горных машин: учеб. пособие / [А. А. Хорешок, Л. Е. Маметьев, А. М. Цехин, А. Ю. Борисов]. – Кемерово, 2012. – 288 с.
12. Попов С. Н. Исследование влияния внешних условий изнашивания на износостойкость резцов дорожной фрезы / С. Н. Попов, Д. А. Антонюк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 25–29.
13. Ипполитова Г. К. Ошибки измерений физических величин. Методические указания к лабораторному практикуму по физике / Г. К. Ипполитова, И. Л. Скворцова. – М. : МАДИ, 2010. – 9 с.
14. Топчиев А. В. Горные машины и комплексы / [А. В. Топчиев, В. И. Ведерников, М. Т. Коленцев и др.]. – М. : Недра, 1971. – 560 с.
15. Мультианов А. С. Разработка твердосплавного режущего инструмента для разрушения прочных и абразивных горных пород: дис. ... канд. техн. наук: спец. 25.00.20 «Геомеханика, разрушение пород взрывом, рудничная аэрогазодинамика и горная теплофизика» / А. С. Мультианов. – Москва. – 2004. – 122 с.
16. Вартанов С. Х. Зарубежные траншейные экскаваторы / С. Х. Вартанов // Строительные и дорожные машины. – № 8. – 1988. – С. 11–13.
17. Закономірності взаємодії різальних елементів робочих органів ґрунтообробних машин з ґрунтом / [М. І. Черновол, В. В. Аулін, В. М. Бобрицький, А. А. Тихий] // Вісник інженерної академії України, 2008. – № 3–4. – 196 с.

Одержано 09.01.2013

Попов С.М., Андрієнко С.В. Дослідження характеру зношування та аналіз механізму абразивного зношування робочих органів барових машин

Досліджено механізм руйнування поверхні тертя робочого інструменту барової машини. Удосконалена та апробована методика промислових випробувань натурних зразків. Проведено трибоматеріалознавчий аналіз характеру зношеної поверхні деталі. Представлено опис впливу зовнішніх параметрів трибосистеми на інтенсивність зношування та працездатність різців.

Ключові слова: абразивне зношування, поверхня тертя, різець, механізм руйнування, лінійний ізнос, асфальтобетонне покриття, абразивна частка.

Popov S., Andrienko S. Investigation of wear behavior and analysis of abrasive failure mechanism of the operating tools of bar machine

The fracture mechanism of friction surface of the operating tool of the bar machine is investigated. The technique of industrial tests of full-scale specimens are improved and approved. Tribo- science of materials analysis of the nature of the worn surface of component is carried out. The description of the influence of external parameters of tribosystem on the wear rate and performance of the cutter picks.

Key words: abrasive wear, friction surface, cutter pick, failure mechanism, linear wear, asphaltic concrete, abrasive particle.

УДК 621.771

Канд. техн. наук С. П. Шейко, В. І. Третяк

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ ТА ПРИСКОРЕНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І МІКРОСТРУКТУРУ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Проведено порівняльне дослідження впливу технології контрольованої прокатки і контрольованої прокатки з прискореним охолодженням на механічні властивості і мікроструктуру низьколегованої сталі. Показано, що сталь після контрольованої прокатки з прискореним охолодженням має вищий комплекс механічних властивостей.

Ключові слова: контрольована прокатка, прискорене охолодження, низьколегована сталь.

Вступ

Контрольована прокатка (КП) є найбільш ефективним способом підвищення якості і надійності листового прокату, а також пониження його собівартості. Як вид термомеханічної обробки сталі, сучасна технологія КП з наступним прискореним охолодженням (УО) дозволяє формувати оптимальний структурний стан сталі і тим самим підвищувати рівень механічних властивостей низьковуглецевої сталі [1, 2]. Саме тому шлях до отримання високоякісного прокату лежить через цілеспрямоване управління технологічними параметрами на всіх етапах КП. Проте в літературі недостатньо даних про механізми формування мікроструктури і властивостей низьковуглецевих мікрولهгованих сталей на окремих етапах КП. Зокрема, не визначений взаємозв'язок між окремими технологічними діями і станом гарячедеформованого аустеніту; не вивчений вплив низки технологічних параметрів КП на подрібнення зерна і різнозернистість кінцевої мікроструктури.

Завдання технологічних етапів КП полягає в отриманні структури, що забезпечує високу міцність сталі при достатньому рівні пластичності і в'язкості. Досягти високих показників механічних характеристик можливо подрібненням структури, регулюванням виділення карбонітридів, управлінням процесами рекристалізації й кінетикою перетворення аустеніту, підданого гарячій пластичній деформації [3], і так далі. Основні етапи КП включають аустенізацію або нагрів слябів перед прокаткою, попередню деформацію (чорнову стадію процесу) при температурі, вищій за температуру рекристалізації аустеніту, підстуджування підкату, остаточну деформацію (чистову стадію процесу) в області гальмування рекристалізації аустеніту або в $\gamma + \alpha$ - області і прискорене охолодження прокату.

Температурний інтервал закінчення чистової стадії контрольованої прокатки має визначальне значення, що істотно впливає на кінцеву мікроструктуру й механічні властивості готових листів. При виробництві низьколегованого прокату широко застосовуються дві схеми КП:

- високотемпературна КП, що характеризується підвищеною температурою кінця прокатки і закінченням деформації в аустенітній області ($T_{\text{кл}} > A_{r3}$). Як пра-

вило, застосовується в сукупності з інтенсивним спреї-ерним і ламінарним прискореним охолодженням;

- низькотемпературна КП, яка характеризується зниженою температурою кінця прокатки і закінченням деформації в аустеніт-феритній області ($T_{\text{кл}} < A_{r3}$). Частенько реалізується у поєднанні з менш інтенсивним ламінарним прискореним охолодженням і регламентованим відносним обтисканням в останньому чистовому проході (5).

Спроби виконати важливу кількісну оцінку температури аустеніт-феритного перетворення A_{r3} , що характеризує проєктовані режими КП, супроводжуються значними труднощами, обумовленими складним зв'язком між параметрами процесу, температурними змінами при прокатці і недостатньо вивченими процесами формування і перетворення мікроструктури сучасних низьколегованих сталей [4].

Принципові схеми різних схем КП+УО низьколегованих сталей представлені на рисунках 1 і 2.

Мета роботи – провести порівняльне дослідження впливу технології контрольованої прокатки і контрольованої прокатки з прискореним охолодженням (КП+УО) на механічні властивості і мікроструктуру низьколегованої сталі.

Матеріали та методика досліджень

Для вирішення поставлених у роботі завдань за об'єкти дослідження були взяті дослідно-промислові плавки сучасних низьколегованих сталей, виготовлені відповідно до поставленого в роботі завдання і підходу, а також експериментальні сталі лабораторної виплавки, використовувані для вивчення впливу композицій хімічного складу і параметрів структури (розміру зерна, об'ємної долі структурних складових). Для досягнення необхідного рівня властивостей у сталь були введені елементи, що впливають на кінетику перетворення аустеніту, що зміцнюють сталь по твердорозчинному і дисперсійному механізмам.

Для експериментальних плавок був запропонований базовий склад сталі: 0,07–0,14 % C; 0,25–0,50 % Mn; $\leq 0,07$ % Si; 0,1 5% Cr, додатково легований молібденом, у різних поєднаннях. Виплавку лабораторних плавок проводили у вакуумній індукційній печі. Маса плавок – 10 кг, розмір заготовок під прокатку – 50 × 40 × 70 мм.

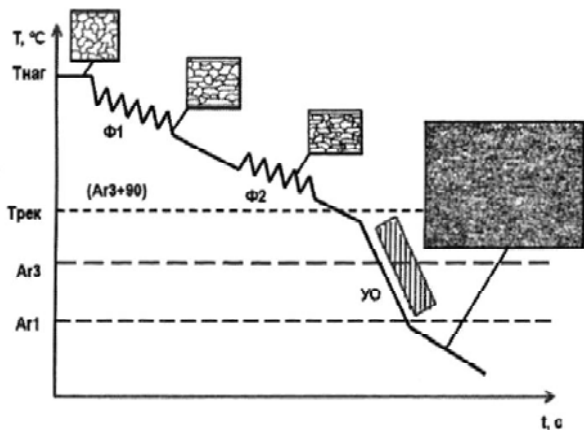


Рис. 1. Технологічна схема високотемпературної КП + УО

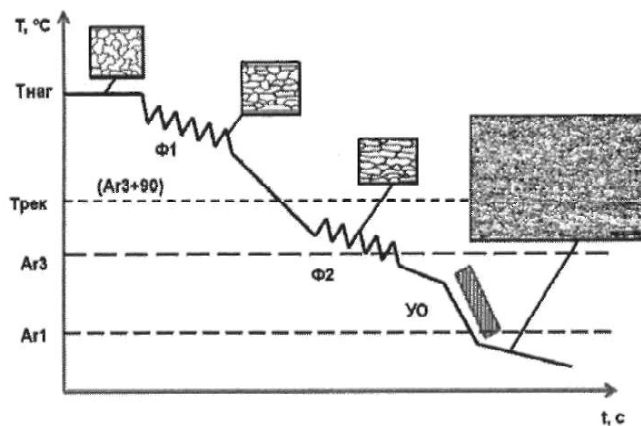


Рис. 2. Технологічна схема низькотемпературної КП + УО

Прокатку дослідних зливоків на штабу завтовшки 10 мм здійснювали на лабораторному прокатному стані. Нагрів металу під прокатку проводили в камерній печі; загальний час нагріву і витримки становив 1,5 години; температура металу перед прокаткою складала 1160–1180 °С. Чорнову стадію прокатки здійснювали за один прохід з деформацією 40 %, потім слідувала пауза для підстуджування металу, після чого проводили чистову прокатку за три проходи до остаточної товщини з сумарним ступенем деформації понад 70 %. Прокатку і прискорене охолодження здійснювали за наступними схемами: *a* – контрольована прокатка із завершенням у $\gamma + \alpha$ - області; *b* – контрольована прокатка із завершенням у γ - області з наступним прискореним охолодженням (20 °С/с); *c* – контрольована прокатка із завершенням у $\gamma + \alpha$ - області з наступним прискореним охолодженням (20 °С/с).

Аналіз отриманих результатів

У результаті проведення експериментальних досліджень встановлено, що застосування технології КП+УО дозволяє набутти підвищеного значення σ_B (на 35–53 Н/мм²), нижче відношення σ_T/σ_B і KCV вище на 50–70 Дж/см² при температурі –40 °С і Т80 нижче –100 °С. Мікроструктура зразків, оброблених за режимом КП, складається з фериту (деформований ≈ 50 %) і бейніту; за режимом КП+УО – з полігонального фериту (5–10 %), голчастого фериту і мартенситу. Оскільки сталь після контрольованої прокатки з прискореним охолодженням має вищий комплекс механічних властивостей, було докладніше вивчено вплив температурних режимів термомеханічної прокатки з прискореним охолодженням на механічні властивості. Випробувано чотири режими контрольованої прокатки:

- 1 і 2 із завершенням у γ - області і наступним прискореним охолодженням до 450 °С (1), до 550 °С (2);
- 3 і 4 із завершенням у $\gamma + \alpha$ - області і наступним прискореним охолодженням до 450 °С (3), до 350 °С (4, 5).

Встановлено, що оптимальна мікроструктура, яка забезпечує механічні властивості, відповідні класу міцності К65 є суміш полігонального (≈ 15 %) і голчастого фериту (режими обробки 2 і 3). Оптимальним режимом для виробництва штрипса класу міцності К65 в промислових умовах є термомеханічна прокатка із завершенням у нижній частині γ - області і наступним прискореним охо-

лодженням до температур 500–550 °С. При такому режимі обробки сталь має високі механічні властивості і добру холодостійкість; мікроструктура складається з полігонального і голчастого фериту. Завершення чистової прокатки нижче від температур 730–740 °С (у двофазній $\gamma + \alpha$ - області) призводить до різкого зниження ударної в'язкості. У структурі утворюється значна кількість м'якої фази (квазіполігонального фериту) і міцних фаз – голчастий ферит і мартенсін. Окрім зниження ударної в'язкості, зразки мають ферито-мартенситну структуру, мають низьке відношення межі плинності до тимчасового опору ($\approx 0,74$). Доля в'язкої складової в зламі досягає 100 % (в усьому дослідженому інтервалі температур) при завершенні чистової прокатки в інтервалі температур 710–770 °С, ці температури знаходяться в інтервалі –20+40 °С від температури Ag_3 . При температурі завершення прискореного охолодження нижчій за 440 °С спостерігається різке зниження долі в'язкою складової в зламі. Це можна зв'язати з утворенням у структурі ділянок мартенситу, виділення якого спостерігається при завершенні прискореного охолодження нижчого за 370 °С.

Висновки

Запропонований режим забезпечує необхідний комплекс механічних властивостей сталі за рахунок досягнення встановленого кількісного співвідношення структурних складових. Оптимальна мікроструктура, що забезпечує необхідні механічні властивості, є суміш полігонального (≈ 15 %) і голчастого фериту.

Список літератури

1. Минаев А. А. Совмещенные металлургические процессы: монография / А. А. Минаев. – Донецк : Технопарк ДонГТУ УНИТЕХ, 2008. – 552 с.
2. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – М. : Металлургия, 1983. – 480 с.
3. Совершенствование технологии ускоренного охлаждения проката / [С. Л. Евсеев, П. В. Гулов, А. С. Попов, А. А. Паршин] // Сталь. – 2009. – № 12. – С. 39–41.
4. Матросов Ю. И. Контролируемая прокатка – многостадийный процесс ТМО низколегированных сталей / Матросов Ю. И. // Сталь. – 1987. – № 7. – С. 75–80.
5. Сборник докладов международной научно-технической конференции «Инновационные технологии ОМД» – М. : Изд. Дом МИСиС, 2011. – 586 с.

Одержано 07.03.2013

Шейко С.П., Третьяк В.И. Исследование влияния режимов контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения на механические свойства и микроструктуру низколегированных сталей

Проведено сравнительное исследование влияния технологии контролируемой прокатки и контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением на механические свойства и микроструктуру низколегированной стали. Показано, что сталь после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением имеет более высокий комплекс механических свойств.

Ключевые слова: контролируемая прокатка, ускоренное охлаждение, низколегированная сталь.

Sheyko S., Tretyak V. The research of influence of modes of the controlled rolling and speed-up cooling on mechanical properties and microstructure of low-alloy steel

Comparative research of influence of technology of the controlled rolling and controlled rolling is in-process conducted with the speed-up cooling on mechanical properties and microstructure of low-alloy steel. It is shown that steel after the controlled rolling with the speed-up cooling has a higher complex of mechanical properties.

Key words: the controlled rolling, speed-up cooling, low-alloy steel.

ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЯ НИТРИДА ТИТАНА НА СВОЙСТВА УСТАЛОСТИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА

Приведены результаты исследования влияния эрозионностойкого покрытия нитрида титана на свойства усталости рабочих лопаток компрессора. Определены пределы выносливости новых лопаток с покрытием и лопаток с эрозионным износом от наработки с покрытием и без покрытия для вероятности неразрушения $P=0,9$.

Ключевые слова: испытания на усталость, рабочая лопатка компрессора, покрытие нитрида титана, эрозионный износ, напряжение, предел выносливости.

Введение

Газотурбинные двигатели во время работы вертолета постоянно подвергаются воздействию взвешенных частиц, таких как пыль, песок, вулканический пепел, находящихся в воздухе, которые вызывают эрозию. Это воздействие усиливается во время взлета и посадки, особенно на неподготовленных площадках или во время работы в пустыне. Особенно вредна эрозия для компрессора двигателя, что влечет за собой снижение КПД и помпаж, уменьшается срок службы, повышается расход топлива и снижаются показатели надежности двигателей. Эрозионный износ лопаток компрессора приводит к снижению их сопротивления усталости и до 60 % поломок лопаток компрессоров ГТД носят характер усталости [1].

Учитывая актуальность проблемы, были проведены исследования, в задачу которых входило определение влияния эрозионностойкого покрытия нитрида титана на свойства усталости рабочих лопаток компрессора двигателя Д-136.

Испытания на усталость проводились на новых лопатках с покрытием и на лопатках с покрытием и без покрытия с эрозионным износом пера, прошедших испытания в составе двигателя с вбрасыванием пыли в тракт. Вбрасывание пыли в тракт двигателя производилось при его работе на стенде в течение 7 циклов. Общая масса пыли составила 57,2 кг.

Нанесение покрытия нитрида титана осуществлялось методом вакуумной ионно-плазменной технологии, в среде реактивного газа посредством катодного пятна вакуумной дуги с последующей конденсацией потоков газометаллической плазмы на обрабатываемую поверхность.

Испытания на усталость проводились на рабочих лопатках различных ступеней компрессора. Данные по рабочим лопаткам приведены в таблице 1. Лопатки 1 ступени КВД с эрозионным износом (с покрытием и без покрытия) не испытывались.

Для контроля уровня динамических напряжений при испытаниях на усталость лопатки были препариро-

ваны проволочными тензорезисторами базой 5 мм согласно схеме, приведенной на рисунке 1. Размеры расположения контрольного тензорезистора представлены в таблице 2.

Испытания на усталость лопаток проводились при изгибных колебаниях по основному тону (первая изгибная форма) с симметричным циклом нагружения в условиях комнатной температуры по методу ступенчатого изменения напряжений (метод «лестницы»).

Базовое число циклов нагружения составляло:

- для титановых лопаток – $N = 10^8$ циклов;
- для стальных лопаток – $N = 2 \cdot 10^7$ циклов.

Таблица 1 – Материал лопаток исследуемых ступеней компрессора

Ступень компрессора	Материал лопатки	σ_{-1} , кгс/мм ²
6 ступень КНД	BT3-1	≥ 40
1 ступень КВД	BT8	
5 ступень КВД	BT8	
7 ступень КВД	XH77TiOP	≥ 31

Таблица 2 – Размеры для препарирования контрольного тензорезистора

Ступень компрессора	А, мм	Б, мм
6 ступень КНД	9	41
1 ступень КВД	9	39,5
5 ступень КВД	7,5	19
7 ступень КВД	6,5	16

Начальный уровень нагружения избирался для каждой ступени отдельно, исходя из свойств на усталость. Параметры нагружения и результаты испытаний на примере лопаток 6 ступени КНД представлены в таблице 3;

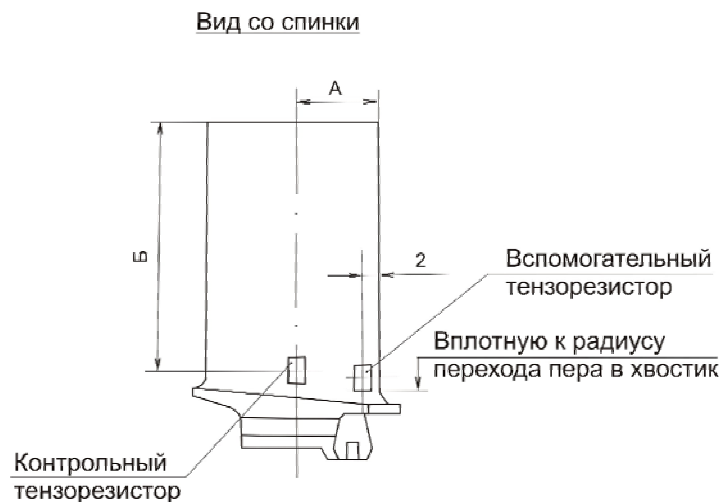


Рис. 1. Схема препарировки лопаток для испытаний на усталость

диаграммы на усталость «лестница», отражающие картину испытаний, приведены на рисунке 2.

Обработка результатов испытаний и вычисление значений среднего предела выносливости $\bar{\sigma}_{-1}i$ и его среднеквадратического отклонения $S_{\sigma_{-1}i}$ произведены по формулам:

$$\bar{\sigma}_{-1} = \sigma_0 + d \left(\frac{A}{R} - 0,5 \right), \quad (1)$$

$$S_{\sigma_{-1}i} = 1,62 \cdot d \cdot \left(\frac{R \cdot B - A^2}{R^2} + 0,029 \right), \quad (2)$$

где σ_0 — нижний уровень нагружения в диаграмме на усталость, на котором нет разрушений;

R — общее количество разрушений лопаток в партии $R = \sum_{i=0}^{i=n} r_i$;

$$A = \sum_{i=0}^{i=n} r_i \cdot i; \quad B = \sum_{i=0}^{i=n} r_i \cdot i^2;$$

r_i — количество разрушений на i -м уровне нагружения;

i — номер уровня ($i = 0; 1; 2 \dots n$);

d — степень изменения напряжений между уровнями нагружения.

Пределы выносливости, полученные при испытаниях исследуемых лопаток для вероятности неразрушения $P = 0,5$, были пересчитаны на вероятность неразрушения $P = 0,9$ по формуле:

$$\sigma_{-1(P=0,9)} = \bar{\sigma}_{-1(P=0,5)} - z_{P1} \cdot S_{\sigma_{-1}}, \quad (3)$$

где z_{P1} — квантиль нормального вероятностного распределения для $P = 0,9$; $z_{P1} = 1,2815$.

Результаты математической обработки результатов настоящих испытаний для лопаток 6 ступени КНД приведены на рисунке 2.

Анализ результатов испытаний новых лопаток всех исследованных ступеней показывает, что нанесение данного покрытия практически не влияет на их свойства усталости, так как полученные пределы выносливости не ниже требуемых значений.

Значения пределов выносливости новых лопаток с покрытием и лопаток с эрозионным износом отработки с покрытием и без покрытия для вероятности неразрушения $P = 0,9$ по результатам испытаний приведены в таблице 4.

Анализ результатов испытаний лопаток с эрозионным износом показывает, что данное покрытие не снижает свойства усталости пера лопаток по сравнению с лопатками без покрытия.

Снижение свойств усталости лопаток 7 ступени КВД с эрозионным износом ниже требуемых значений, что объясняется значительной чувствительностью материала лопаток к концентрации напряжений (чувствительность к надрезу), т. е. является следствием появления на пере лопаток в результате износа от испытаний множества рисков-концентраторов.

Определение чувствительности к надрезу, проведенное на круглых штампованных образцах гладких и с надрезом (радиус надреза $r_n = 0,75$ мм), показало при базе испытаний $N = 2 \cdot 10^7$ циклов следующие пределы выносливости:

- σ_{-1} (гладких) = 34 кгс/мм²;
- σ_{-1} (надрез) = 20 кгс/мм².

При теоретическом коэффициенте концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 1,89$ эффективный коэффициент концентрации напряжений составил $K_\sigma = 1,7$ и коэффициент чувствительности к надрезу $q = 0,785$, что подтверждает высокую чувствительность материала ХН77ТЮР (лопатки 7 ступени КВД) к концентрации напряжений [2].

Для выявления возможного из-за изменения геометрии пера лопаток от эрозионного износа перераспре-

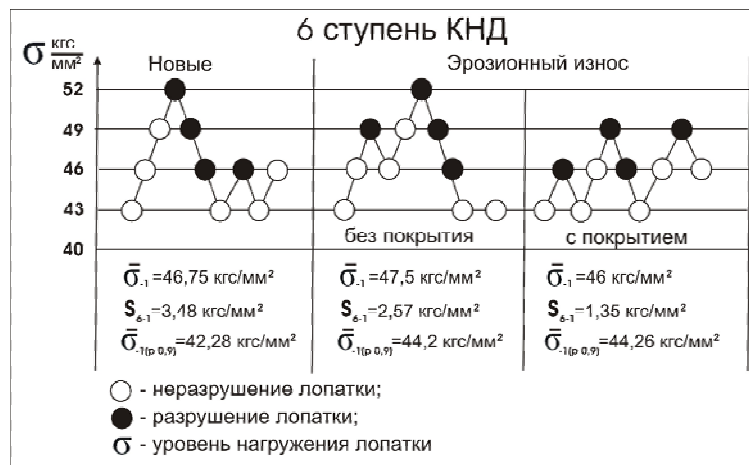


Рис. 2. Диаграммы «лестница» по результатам испытаний на усталость лопаток 6 ступени КНД

Таблица 4 – Пределы выносливости исследуемых лопаток

Ступень компрессора	Пределы выносливости лопаток σ_{-1} , кгс/мм ²		
	новых с покрытием	с покрытием и эрозионным износом от наработки	без покрытия и эрозионным износом от наработки
6 ступень КНД	42,28	44,26	44,2
1 ступень КВД	42,72	—	—
5 ступень КВД	41,26	42,28	42,9
7 ступень КВД	36,4	25,92	16,6

деления напряжений от места, где они задаются и контролируются к месту разрушения лопаток (радиус перехода пера в хвостовик), было проведено исследование распределения напряжений на лопатках 7 ступени КВД при помощи тензорезисторов с базой 1 мм (рис. 3).

Исследование распределения напряжений на лопатках новых и с эрозионным износом не выявило перераспределения напряжений, могущих повлиять на точность задания напряжений, что подтверждает снижение свойств усталости от влияния концентрации напряжений.

Общий анализ результатов испытаний показывает, что нанесение на перо лопаток покрытия нитрида титана не ухудшает их свойств усталости, определенных при испытании по первой изгибной форме колебаний.

Выводы

1. Нанесение эрозионостойкого покрытия нитрида титана на перо лопаток 6 ступени КНД, 1, 5, 7 ступеней КВД двигателя Д-136 не ухудшает свойств усталости новых лопаток. Пределы выносливости лопаток данных ступеней, определенные при испытаниях по первой изгибной форме колебаний, соответствуют требованиям.

2. Испытания на усталость лопаток с покрытием нитрида титана и эрозионным износом пера в результате вброса пыли в тракт двигателя Д-136 при его работе на стенде показали защитную роль покрытия.

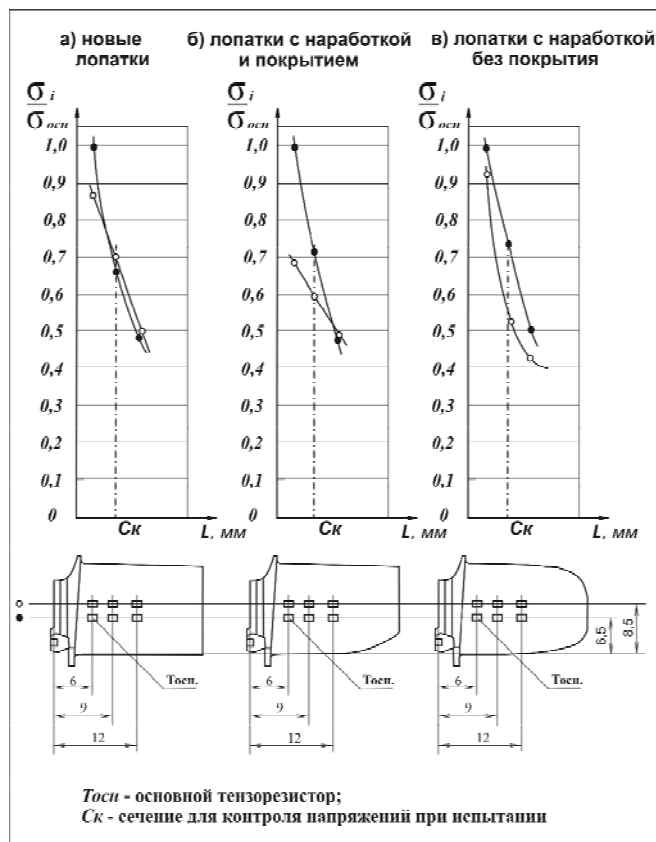


Рис. 3. Распределение напряжений для лопаток 7 ступени КВД новых и с наработкой

Список літератури

1. Иноземцев А. А. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок : учебник / А. А. Иноземцев, М. А. Нихамкин, В. Л. Сандрацкий. – М. : Машиностроение, 2008. – Т. 2. – 368 с.

2. Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы. Справочник / С. Б. Масленков – М. : Металлургия, 1983. – 192 с.

Одержано 12.03.2013

Бабенко О.М. Вплив покриття нітриду титану на властивості втомних робочих лопаток компресора

Представлено результати досліджень впливу ерозійностійкого покриття нітриду титану на властивості втомних робочих лопаток компресора. Визначені границі витривалості нових лопаток з покриттям та лопаток з ерозійним зношуванням від напруження з покриттям та без покриття для ймовірності неруйнування $P = 0,9$.

Ключові слова: випробування на втому, робоча лопатка компресора, покриття нітриду титану, ерозійне зношування, напруження, границя витривалості.

Babenko O. Influence of the nitride titan covering on fatigue properties of compressor working blades

The erosion-proof coating of titanium nitride on compressor working blades fatigue properties were researched. The endurance limits of new blades with coating and blades with an erosive wear after operating with and without coating for probability of non-destruction $P = 0,9$ were determined.

Key words: fatigue tests, compressor working blade, titanium nitride coating, erosive wear, tension, endurance limit.

УДК 669.295'71:621.793

Канд. техн. наук В. С. Голтвяниця

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ЗАХИСНІ НІТРИДНІ ПОКРИТТЯ З ІТРІЄМ

Встановлено, що покриття, одержані з фільтрованого вакуумно-дугового плазмового потоку шляхом розпилювання катодів складу Ti-36Al-2,5Y, мали краєву адгезійну міцність, високу твердість та низький модуль пружності із забезпеченням жаростійкості до 900 °C.

Ключові слова: захисні нітридні покриття, фільтрований плазмовий потік, катод, ітрій, вакуумно-дуговий переплав.

Вступ

Покриття системи Ti-Al-N протягом багатьох років широко застосовуються для захисту інструменту і деталей машин, що працюють в екстремальних умовах, завдяки унікальному поєднанню властивостей: високої твердості, зносостійкості, термічної стабільності та стійкості до окислення. Вважають, що при нагріванні на повітрі їхня поверхня покривається шаром оксиду алюмінію, який перешкоджає подальшому окисленню і адгезійній взаємодії деталей [1–5].

Також нітридні покриття типу TiZrN [6], TiN [7], TiCN та TiAlN [8], які мають високу газо-абразивну зносостійкість, корозійну та окислювальну стійкість, наносять на робочі лопатки компресора вертолітних ГТД з метою підвищення їхньої ерозійної стійкості [9].

У цій роботі досліджено вплив малих добавок ітрію на структуру і властивості покриттів системи Ti-Al-Y-N, отриманих з фільтрованої вакуумно-дугової плазми.

Матеріали та методика дослідження

Отримання вакуумно-дуговим переплавом титанових виливків масою 1,3–1,8 кг і розмірами $\varnothing 80 \times 60$ мм проводили за наступною технологією: вакуумування камери лабораторної вакуумно-дугової печі до залишкового тиску 0,12 Па, заповнення камери аргонном марки Ч ГОСТ 10157-79 до тиску 50 кПа та сплавлення спресованих шихтових брикетів. Для шихти використовували губчатий титан марки ТГ 90 ГОСТ 17746-79 фракції 5–12 мм, гранульований алюміній марки А8 ГОСТ 11070-74 та лігатуру Ti-Y із вмістом ітрію 5 %. При силі струму близько 420–450 А і напрузі 40–45 В виливки одержували в мідному циліндричному водоохолоджуваному кристалізаторі шляхом пошарового розплавлення спресованих шихтових брикетів. З метою забезпечення гарної механічної оброблюваності охолоджуваного торця катода його хвостову частину виготовляли з титану та поєднували з його робочою частиною наплавленням в єдиному технологічному циклі [10].

Метод плавки забезпечував одержання заданого хімічного складу сплаву, відсутність пористості і усадкових дефектів у виливках, що свідчило про їхню щільну та гомогенну литу структуру. З отриманих виливків механічною обробкою виготовляли витратні катоди.

Покриття наносили на попередньо поліровані та знежирені підкладки розмірами $15 \times 20 \times 1,5$ мм зі сталі 08X17T методом фільтрованого вакуумно-дугового нанесення покриттів на обладнанні та за режимом, розробленим ННЦ «ХФТІ» НАН України.

Морфологію поверхні, мікроструктури поперечного перерізу та зламу покриттів визначали за допомогою растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-6360LA, оснащеного системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу JED 2200 за прискорювальної напруги 15 кВ і діаметра електронного зонда 4 нм.

Рентгеноструктурні дослідження покриттів виконували з використанням рентгенівського дифрактометра HZG-4/A-2 у фільтрованому Co-K_α випромінюванні (напруга на трубці 30 кВ та сила струму 20 мА).

Твердість (H) та модуль пружності Юнга (E) покриттів вимірювали наноіндентором Nano Indentation Tester виробництва компанії CSM методом безперервного вимірювання твердості.

Для оцінки стійкості матеріалів до пружної деформації руйнування використовували величину відношення твердості до модуля пружності H/E , що називають також індексом пластичності матеріалу, а для оцінки опору матеріалу пластичної деформації – параметр H^3/E^2 . Звідси випливає, що для підвищення стійкості до пружної деформації руйнування й зменшення пластичної деформації матеріал повинен мати високу твердість при низькому модулі пружності [11].

Для дослідження адгезійної міцності покриття використовувався мікроскретч тестер CSM Micro Scratch Tester (MST), що дозволяє наносити подряпини з нормальним навантаженням до 30 Н.

Вимірювання рельєфу поверхонь плівок TiN, TiAlN, TiAlYN проводились на сканувальному атомно-силово-мікроскопі (АСМ) Dimension 3000 NanoScope IIIa в режимі періодичного контакту із використанням кремнієвих зондів з номінальним радіусом вістря 10 нм (NSC35, Micromasch). Шорсткість плівок оцінювалась за сканами розміром 3×3 мкм.

Для визначення жаростійких характеристик покриттів використовували термоаналізатор STA 449 F1 Jupiter ® NETZSCH.

Результати досліджень та їх обговорення

Електронна мікроскопія поверхні зразків, отриманих методом КІБ покриттів TiN, (Ti-36Al)N та (Ti-36Al-Y)N, свідчить про високу якість фільтрації плазмового потоку, оскільки на поверхні плівок спостерігаються лише одиничні дефекти (рис. 1). При вмісті ітрію в катоді (2,5 мас. %) на поверхні покриття (Ti-36Al-2,5Y)N мікрокаплини були відсутні (рис. 1, а).

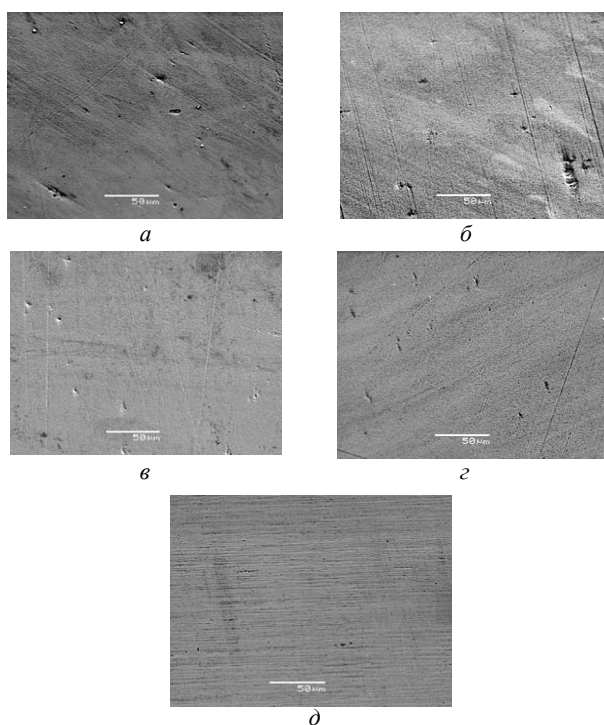


Рис. 1. Поверхнева структура нітридних покриттів (РЕМ):

а – TiN; б – (Ti-36Al)N; в – (Ti-36Al-0,4Y)N; г – (Ti-36Al-1,0Y)N; д – (Ti-36Al-2,5Y)N

Електронна мікроскопія поперечного перерізу зразків показала, що покриття TiN та (Ti-36Al)N мали елементи стовпчастої структури, характерні для традиційних вакуумно-дугових нітридних покриттів, осаджених при постійному потенціалі зсуву на підкладці (рис. 2, а, б).

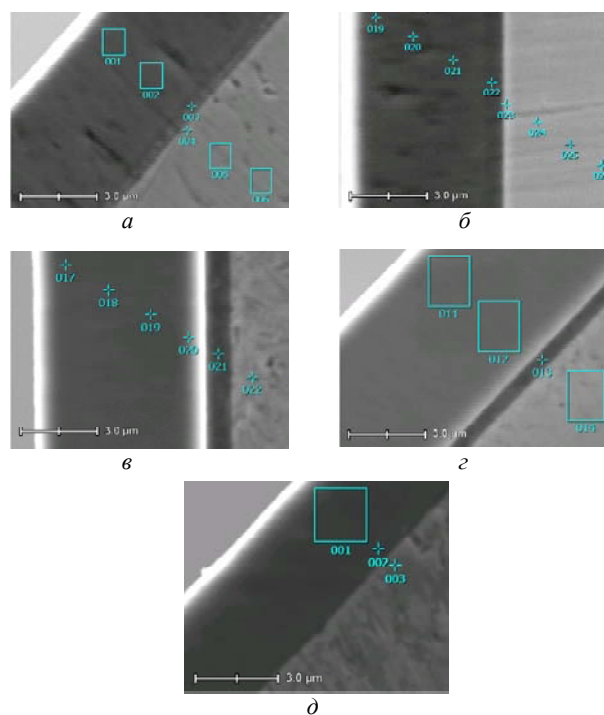


Рис. 2. Мікроструктура поперечного перерізу покриттів (РЕМ): а – TiN; б – (Ti-36Al)N; в – (Ti-36Al 0,4Y)N; г – (Ti-36Al-1,0Y)N; д – (Ti-36Al-2,5Y)N

Використання ітрію призводить до змін структури покриттів: зі збільшенням концентрації ітрію в катоді, хоча структура лишається стовпчастою, відбувається більш рівновісне формування покриття, що призводить до його ущільнення та зміцнення міжзеренних меж (рис. 3). При максимальному вмісті ітрію (2,5 мас. %) в катоді структура плівок набуває морфології рівновісних зерен (рис. 3, в).

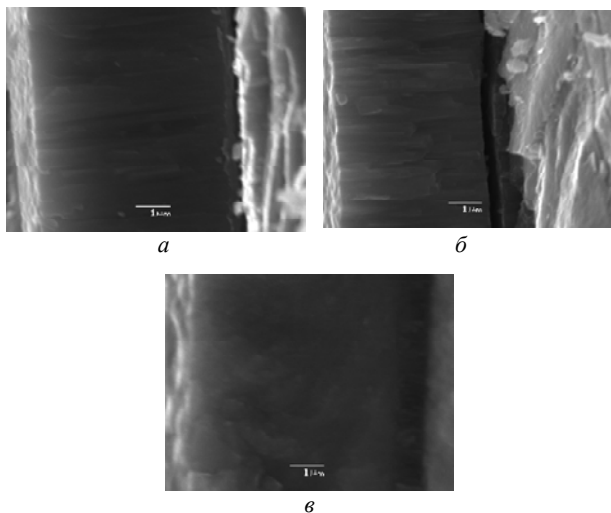


Рис. 3. Мікроструктура зламу покриттів (РЕМ):
а – TiN; б – (Ti-36Al)N; в – (Ti-36Al-2,5Y)N

Результати визначення адгезійної міцності покриттів за допомогою мікроскретч тестера CSM MST показали, що для покриття TiN перше критичне навантаження на інденторі дорівнювало 5,38 Н, відповідає появі напівкруглих тріщин, які утворюють макротріщини поза подрапиною (рис. 4, табл. 1). Критичне навантаження,

що дорівнювало 10,72 Н, відповідає початку повного відшаровування покриття.

Перші зародки відшаровування покриття (Ti-36Al-2,5Y)N з'являються за 17,2 Н, а повне відшаровування виникає тільки за – 18,7 Н, що є свідомством кращих адгезійних властивостей цього конденсату (рис. 5, табл. 1).

На об'ємних зображеннях з атомно-силового мікроскопа (АСМ) видно, що поверхня всіх отриманих плівок мала комірчастий мікрорельєф з розмірами комірок порядку декількох сотень нанометрів (рис. 6, табл. 2). За малих концентрацій ітрію (рис. 6, в, з) елементи-комірки, які виступали над площиною покриття, мали опуклу округлену форму. Зі збільшенням вмісту ітрію до 2,5 % поверхня являла собою більш згладжені западини-комірки (рис. 6, д).

Середньоквадратична шорсткість R_q поверхні плівок не перевищувала 21 нм і зменшувалась від 17,2 нм до 15,57 нм з ростом концентрації ітрію в катоді (табл. 2).

Результати рентгеноструктурного аналізу покриттів системи Ti-Al-N свідчать про наявність у них суміші фаз AlN та TiN. В покриттях типу Ti-Al-Y-N окрім нітриду алюмінію та нітриду титану, окремої фази з ітрієм не було виявлено. Це може бути пов'язано з тим, що ітрій знаходиться в підґратці TiN, змінюючи його параметри ґратки.

Значення H/E (твердість, нормована на модуль Юнга) та H^3/E^2 (умовний модуль пружності) в покритті (Ti-36Al-2,5Y)N збільшились у 1,2 та 1,8 разів відповідно порівняно з покриттям TiN, що є гарним показником високих теоретичних трибологічних властивостей цього матеріалу.

Також треба відзначити, що зі збільшенням вмісту ітрію в катоді від 0 до 2,5 мас. % величини H/E та H^3/E^2 зростали з 0,072 до 0,088 (рис. 6) та з 163 до 280 МПа відповідно (табл. 2).

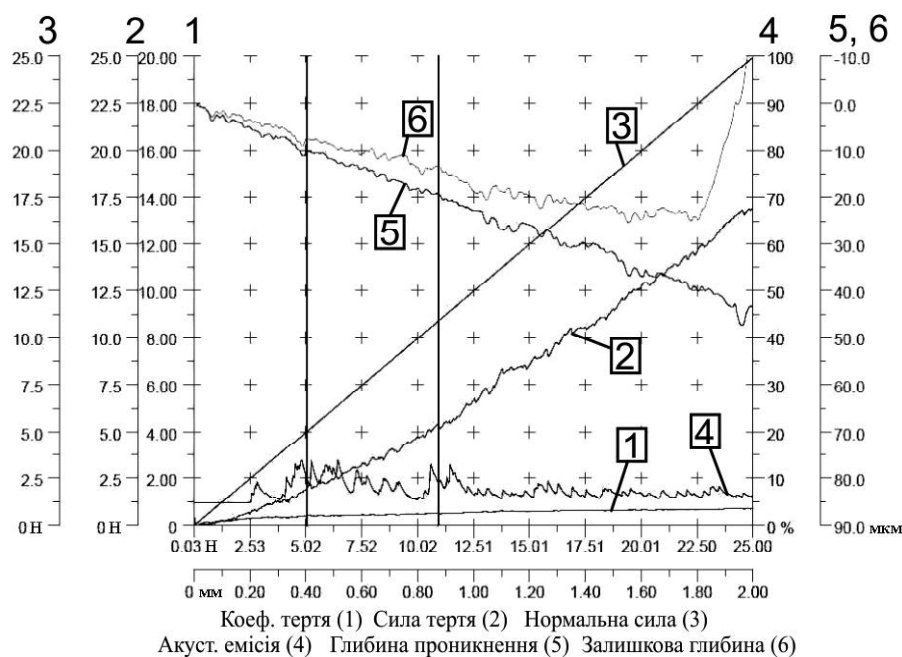


Рис. 4. Діаграма скретчтесту покриття TiN

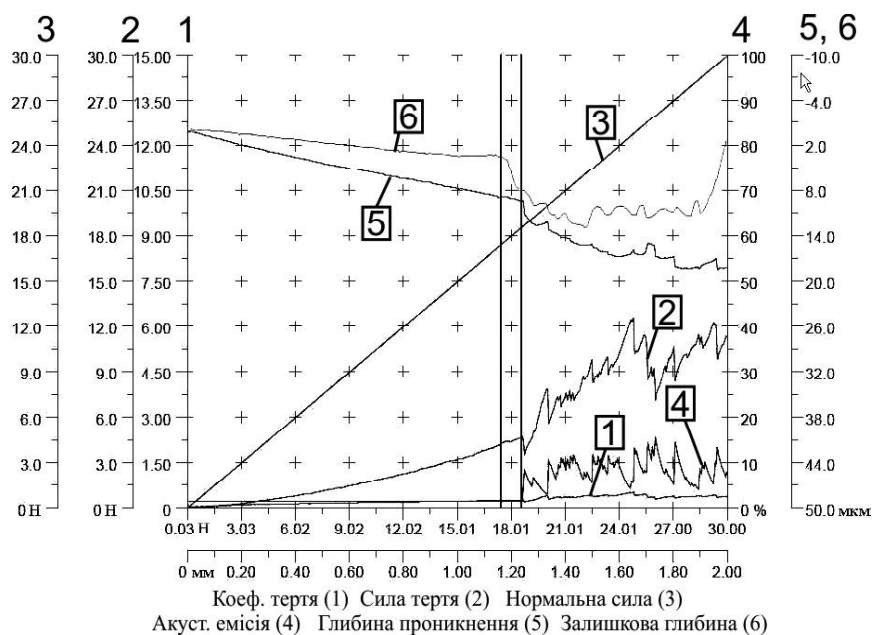


Рис. 5. Діаграма скретчтесту покриття (Ti-36Al-2,5Y)N

Таблиця 1 – Визначення адгезійної міцності покриттів

Номер експерименту	Навантаження, Н	
	TiN	(Ti-36Al-2,5Y)N
1	5,07/10,94*	17,45/18,23
2	5,18/11,44	17,44/18,55
3	5,88/9,77	14,53/16,57
Середнє	5,38/10,72	16,48/17,78
Середнє квадратичне відхилення	0,44/0,85	1,68/1,06

Примітка. *) у чисельнику – часткове відшаровування, у знаменнику – повне відшаровування.

Таблиця 2 – Фізико-механічні властивості покриттів

Склад покриття	Шорсткість, R_q , нм	Твердість H , ГПа	Модуль пружності E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , МПа
TiN	21,1	29,5	404	0,073	157
(Ti-36Al)N	17,2	31,4	436	0,072	163
(Ti-36Al-0,4Y)N	16,1	32,8	453	0,072	172
(Ti-36Al-1,0Y)N	15,8	36,5	481	0,076	210
(Ti-36Al-2,5Y)N	15,6	36,2	412	0,088	280

Покриття [Ti-36Al-(1,0-2,5)Y]N з високим значенням параметра $H^3/E^2 = 210\text{--}280$ МПа можуть забезпечити підвищену тріщиностійкість і, таким чином, подовжити строк експлуатації деталі, на яке воно нанесено.

Аналізом топографії поверхні покриттів з ітрієм встановлено, що з підвищенням вмісту ітрію в катоді чистота поверхні покриття стає кращою (рис. 7).

Зі збільшенням вмісту ітрію в катоді твердість підвищується (рис. 8). Модуль пружності підвищується до ~ 470 ГПа, а далі помітно зменшується для сплаву з 2,5 % Y.

За результатами термогравіметричних випробувань порівняно з покриттями TiN та (Ti-36Al)N покриття си-

стеми Ti-Al-Y-N мали кращу окислювальну стійкість. Більш жаростійкими виявилися покриття із вмістом ітрію 2,5 % (рис. 9), який сприяв утворенню суцільної захисної поверхневої оксидної плівки. У той же час при вмісті ітрію 2,5 % у сплаві помітно зменшувалася твердість покриття.

Отримані дані корелюються з даними роботи [12], де стверджується, що нітрид титану та нітрид титан-алюмінію починають активно окислюватися вже за $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ відповідно. Покриття, отримані з катода Ti-36Al-2,5Y, починають окислюватися лише за температури понад $900\text{--}950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

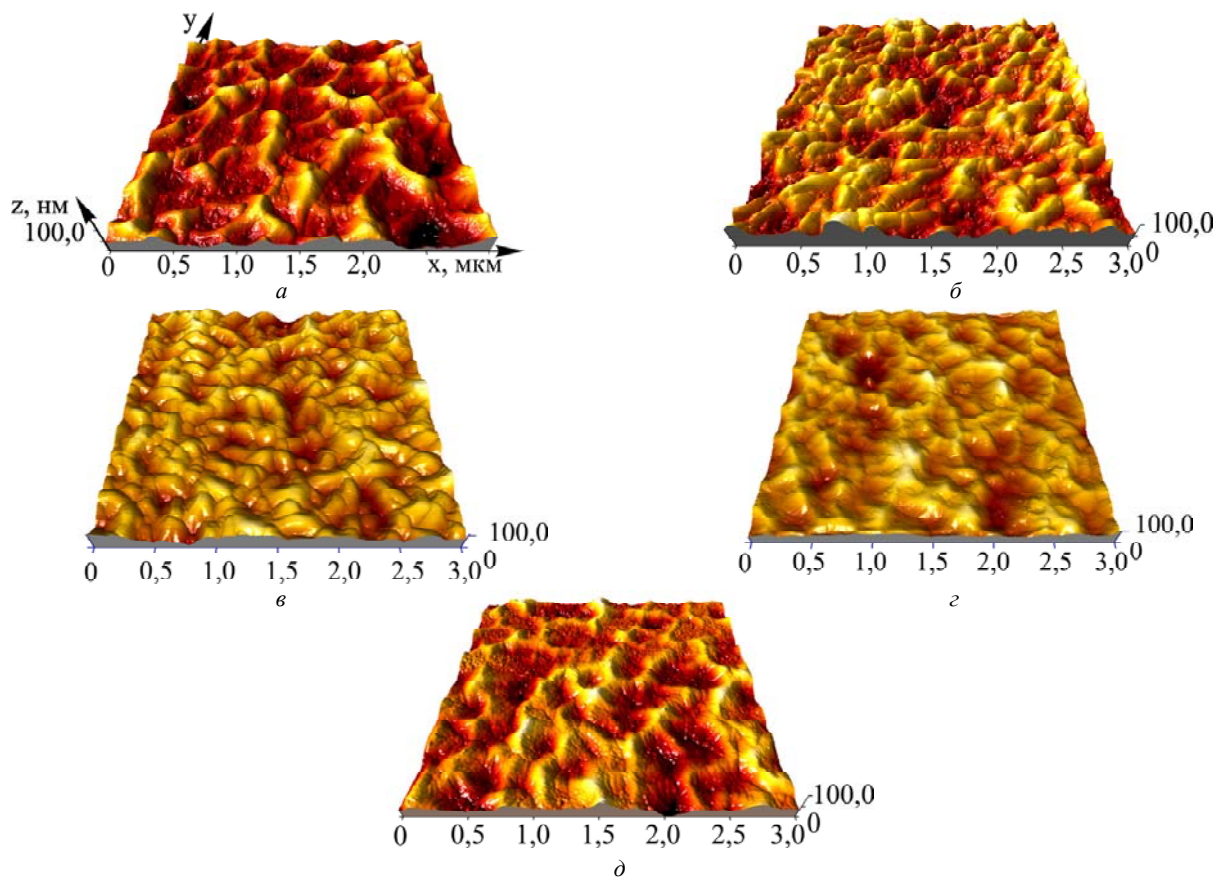


Рис. 6. Топографія поверхні покриттів (АСМ): а – TiN; б – (Ti-36Al)N; в – (Ti-36Al-0,4Y)N; г – (Ti-36Al-1,0Y)N; д – (Ti-36Al-2,5Y)N

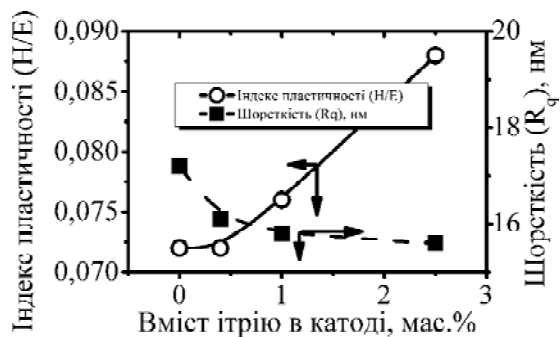


Рис. 7. Вплив вмісту ітрію в катоді на величину H/E та шорсткість (R_q) отриманих покриттів

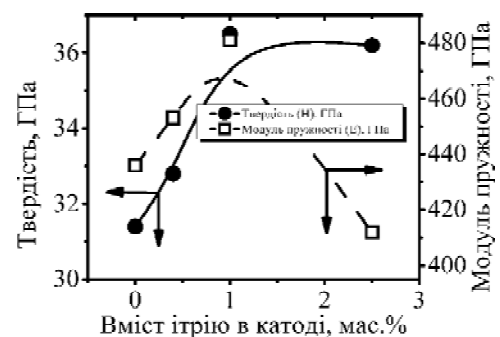


Рис. 8. Вплив вмісту ітрію в катоді на модуль пружності та твердість нітридних покриттів

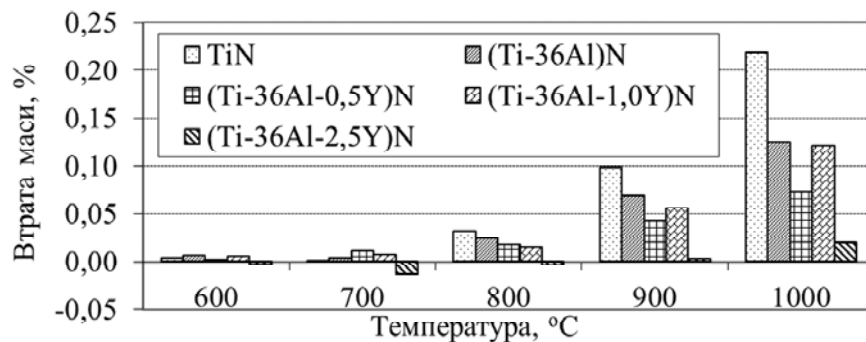


Рис. 9. Окислення покриттів

Висновки

Встановлено, що покриття, одержані шляхом розпилювання катодів складу Ti-36Al-2,5Y, мали гладку безкраплинну поверхневу структуру, кращу адгезійну міцність, високу твердість до ~36 ГПа із забезпеченням жаростійкості до 900 °C.

Зі збільшення концентрації ітрію в катоді до 2,5 % відбувається більш рівномірне формування покриття, що призводить до ущільнення покриття та зміцнення його міжзеренних меж.

Таким чином, для забезпечення максимальних захисних властивостей за високих температур замість стандартних покриттів TiN та TiAlN є доцільним використовувати покриття складу (Ti-36Al-2,5Y)N.

Список літератури

1. The development of the PVD coating TiAlN as a commercial coating for cutting tools / [T. Leyendecker, O. Lemmer, S. Esser etc.] // Surface and Coatings Technology. – 48. – 1991. – P. 175–178.
2. Dry machining – commercial viability through filtered arc vapor deposited coatings / [S. G. Harris, A. C. Vlasveld, E. D. Doyle, P. J. Dolder] // Surface and Coatings Technology. – 133–134. – 2000. – P. 383–388.
3. Mechanical properties and machining performance of Ti_{1-x}Al_xN-coated cutting tools / [A. Horling, L. Hultman, M. Öden etc.] // Surface and Coatings Technology. – 191. – 2005. – P. 384–392.
4. Structure and Properties of Ti-Al-Y-N Coatings Deposited from Filtered Vacuum-Arc Plasma / [V. A. Belous, V. V. Vasyliiev, V. S. Goltvyanytsya etc.] // Surface and Coatings Technology. – 206. – 2011. – P. 1720–1726.
5. Абразивная и кавитационная стойкость TiN покрытий, легированных Al, Si, Y / [В. А. Белоус, В. В. Васильев, С. К. Голтвяница и др.] // Вестник двигателестроения. – 2012. – № 1. – С. 201–205.
6. Дзюба В. Л. Альтернативная защита лопаток авиадвигателей / В. Л. Дзюба, К. А. Корсунов, Е. А. Ашихмина // Прогресивні технології і системи машинобудування: Міжнародний зб. наукових праць. – Донецьк : ДонНТУ, 2008. – Вип. 36. – С. 253–256.
7. Swadubaa L. Influence of coatings obtained by PVD on the properties of aircraft compressor blades / [L. Swadubaa, A. Maciejnyia, B. Formaneka etc.] // Surface and Coatings Technology. – Vol. 78, Issues 1-3. – 1996. – P. 137–143.
8. Mechanical Properties and Oxidation Behavior of a Graded (Ti,Al)N Coating Deposited by Arc-Ion Plating / [C. Feng, M. Li, L. Xin etc.] // Oxidation of Metals. – Vol. 65, № 5–6. – P. 307–327.
9. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Часть I. Монография / [В. А. Богуслав, Ф. М. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье : ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.
10. Пат. 40097 Україна, МПК C23C14/34. Спосіб виготовлення катода електродугового випаровувача / Голтвяница С.К., Голтвяница В.С. ; заявник та патентовласник Запорізький національний технічний університет. – № у 200812318 ; заявл. 20.10.2008 ; опубл. 25.03.2009, Бюл. № 6.
11. Особенности структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок / [Д. В. Штанский, С. А. Кулинич, Е. Л. Левашов и др.] // Физика твердого тела. – 2003. – т. 45, вып. 6. – С. 1122–1129.
12. Локтев Д. Основные виды износостойких покрытий / Д. Локтев, Е. Ямашкин // Наноиндустрия. – 2007. – № 5. – С. 24–30.

Одержано 12.03.2012

Голтвяница В.С. Защитные нитридные покрытия с иттрием

Установлено, что покрытия, полученные из фильтрованного вакуумно-дугового плазменного потока путем распыления катодов состава Ti-36Al-2,5Y, имели лучшую адгезионную прочность, высокую твердость и низкий модуль упругости, обеспечивая жаростойкость до 900 °C.

Ключевые слова: защитные нитридные покрытия, фильтрованный плазменный поток, катод, иттрий, вакуумно-дуговой переплав.

Holtvianytza V. Protective coating nytrydnye with yttrium

The coatings deposited using the filtered vacuum arc plasma source with the Ti-36Al-2,5Y cathodes, had the best adhesion strength, high hardness and low elastic modulus, providing heat resistance up to 900 °C.

Key words: protective nitride coatings, filtered plasma flow, cathode, yttrium, vacuum-arc remelting.

УДК 621.785.3:661.872.222.1:661.872.224:549.261

Д-р фіз.-мат. наук Г. П. Брехаря¹, Н. П. Бондар², Т. В. Гуляєва³, В. І. Деменіков⁴¹ Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, м. Київ;² Національний університет, м. Запоріжжя;³ Національний технічний університет, м. Запоріжжя;⁴ Державний технічний університет, м. Дніпродзержинськ

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ВАКУУМНОЇ ТЕРМООБРОБКИ НА ПРОЦЕС ВІДНОВЛЕННЯ ГЕМАТИТУ

Наведено результати досліджень впливу вакуумної термообробки на фазовий склад порошків чистого для аналізів гематиту (ЧДА) та гематитової руди. Рентгенівським фазовим аналізом показано, що відпал у вакуумі ($T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{випр.}} = 1\text{ год}$) гематиту (ЧДА) сприяє його відновленню до магнетиту у верхньому прошарку порошку. Гематитова руда, основними фазовими складовими якої є оксиди SiO_2 і Fe_2O_3 , попередньо піддавалась подрібненню у вібраційному млині (30 год на повітрі, 10 год в воді та 30 год в воді з додаванням карбонільного заліза). Встановлено, що вакуумна термообробка механоактивованих рудних порошків при вищенаведених режимах відпалу призводить до часткового перетворення гематиту в магнетит. Сприятливими чинниками для відновлення гематиту до магнетиту є механоактивація рудного порошку та наявність карбонільного заліза, як каталізатора реакцій та джерела вуглецю, що сприяє перетворенням гематит $\rightarrow$ магнетит.

Ключові слова: гематитова руда, гематит, магнетит, фазовий склад, механоактивація.

Вступ

Відомо, що в природі залізо найчастіше зустрічається у вигляді оксиду Fe_2O_3 [1, 2], проте найбільше використання знаходять магнетит або чисте залізо чи сплави на його основі. Незважаючи на велику кількість існуючих способів відновлення заліза, актуальним є удосконалення методів отримання заліза або магнетиту з тривалентного оксиду Fe_2O_3 . Також актуальною проблемою сьогодні є переробка техногенних залізорудних відходів, що зазвичай містять оксид заліза Fe_2O_3 , та удосконалення способів збагачення гематитових кварцитів родовищ як природного, так і техногенного походження [3–5]. З цією метою були проведені дослідження впливу вакуумної термообробки на фазовий склад порошків чистого гематиту та механоактивованої [6] гематитової руди.

Матеріали і методи дослідження

Для досліджень були обрані ЧДА гематит, отриманий хімічним способом, в порошкоподібній формі та порошки Криворізької гематитової руди. Подрібнення гематитової руди проводили у вібраційному млині 30 год на повітрі, 10 год у воді та 30 год у воді з додаванням карбонільного заліза. Розміри частинок отриманих порошків визначали за мікрознімками, отриманих при РСМА.

Відпал чистого гематиту та подрібненого рудного порошку проводили у вакуумній печі СШВЕ-12.5/25-43. Зразки нагрівалися при вакуумі $\sim 10^{-2}$ Па, до температури $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримували при заданій температурі $\tau_{\text{випр.}} = 1\text{ год}$.

Рентгенівські фазові дослідження проводили на дифрактометрі ДРОН-3М в монохроматизованому $\text{Cu}_{\text{K}\alpha}$ - випромінюванні [7].

Теорія та аналіз отриманих результатів

Як еталон для досліджень був обраний ЧДА гематит у формі порошку, розмір фракцій якого становить $2\div 3\text{ мкм}$. Після вакуумного відпалу порошку ЧДА гематиту при зазначених вище режимах термообробки спостерігається утворення кірки темно-сірого кольору, яка згідно з результатами рентгенівських досліджень, являє собою магнетит Fe_3O_4 .

Таким чином, у верхньому прошарку порошку внаслідок вакуумного відпалу відбувається перетворення гематиту в магнетит, обумовлене підвищеною дифузійною рухливістю атомів кисню, які входять до складу молекул гематиту. При нагріванні, за умови підтримання вакууму в камері, найбільш слабозв'язані атоми кисню, що входять до складу гематиту, можуть покинути поверхню матеріалу. Проте ці процеси уповільнюються за рахунок спікання порошку на поверхні. Як відомо [8–10], спікання порошкоподібних речовин відбувається за рахунок дифузійних процесів, що призводять до виникнення та розвитку міжчасткових меж, які утворюють так звану «шийку». Зростання «шийок» міжчасткових контактів призводить до закриття наскрізних пор, що не дозволяє атомам кисню вивільнятися з середини матеріалу, та сфероїдизації ізольованих пор. Враховуючи, що вихідний порошок ЧДА гематиту у зв'язку зі способом його отримання характеризується монодисперсністю, подальше нагрівання порошку до коалес-

ценції пор не призведе. Таким чином, порошок ЧДА гематиту через його спікання не встигає повністю перетворитися в магнетит навіть при збільшенні часу відпалу.

Вплив вакуумної термообробки на фазовий склад рудних порошоків, що піддавались механоактивації у високоенергетичному вібраційному млині, досліджували в залежності від умов (час і середовище) подрібнення гематитової руди.

Крива, що відображає залежність дисперсності рудного порошку від часу подрібнення у вібраційному млині, зображена на рис. 1.

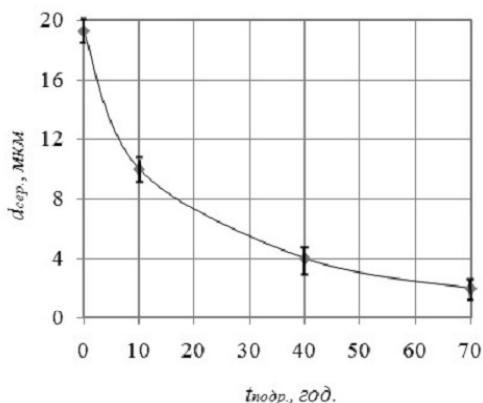


Рис. 1. Залежність середнього розміру частинок порошку гематитової руди залежно від часу подрібнення

Окрім збільшення дисперсності рудного порошку механоактивація призводить до накопичення дефектів головним чином на поверхні порошків та викривлення кристалічних ґраток складових.

Після термообробки подрібнених зразків гематитової руди у вакуумі при температурі 600 °C та витримці 1 год. на дифрактограмах поряд з основними лініями гематиту спостерігається поява ліній, що відповідають фазі магнетиту Fe_3O_4 (рис. 2).

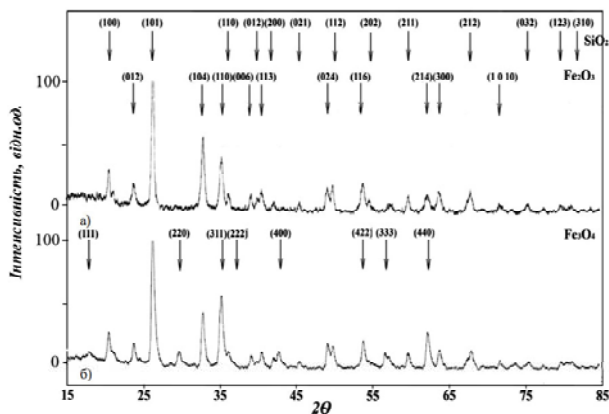


Рис. 2. Дифрактограми порошоків гематитової руди, подрібненої в вібраційному млині 30 год на повітрі та 10 год в воді: а – до відпалу; б – після відпалу у вакуумі при $T = 600^\circ\text{C}$ і витримці $\tau_{\text{витп.}} = 1$ год

Порівняльний аналіз дифрактограм відпалених порошоків гематитової руди з різним ступенем механоактивації свідчить про краще перетворення гематиту в магнетит у порошках, подрібнених більш тривалий час. На рис. 3 наведена крива, що відображає зміну відносної інтенсивності ліній (104) гематиту та ліній (220), (400) магнетиту від часу механообробки.

Треба зазначити, що утворенню магнетиту в рудному порошок при вакуумній термообробці сприяє наявність карбонільного заліза в суміші рудного порошку, що додавався до вихідної сировини після 40 год її подрібнення. По-перше, в процесі механоактивації проходить активна взаємодія заліза та гематиту, в результаті чого проходить дифузійне проникнення атомів заліза у гематит. По-друге, враховуючи, що до мінералогічного складу гематитових руд, окрім основних компонентів – кварцу та гематиту, входять й інші сполуки (гідроксиди, гідриди, карбіди, сульфід тощо), атоми заліза виступають як каталізатори реакцій їх розкладення, газові про-

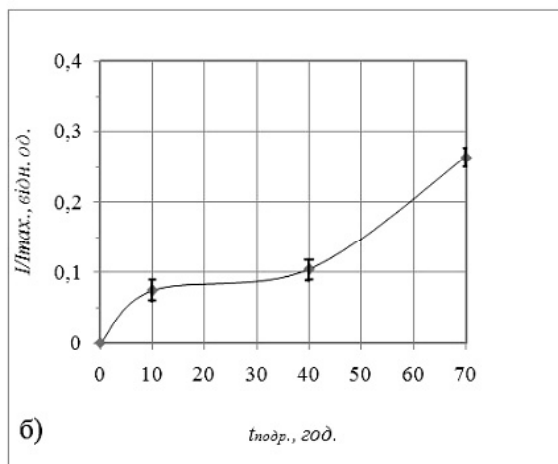
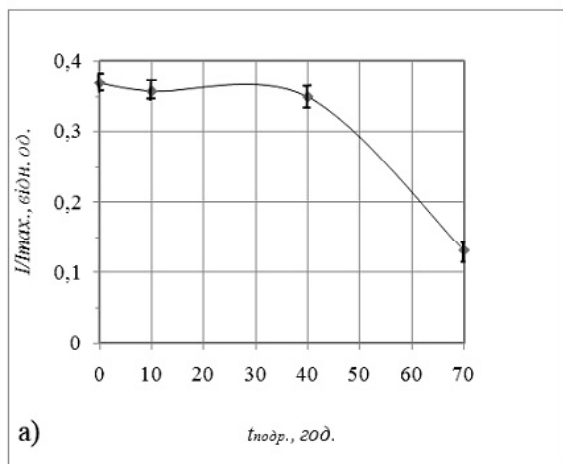


Рис. 3. Залежність відносної інтенсивності ліній на дифрактограмах механоактивованої гематитової руди після відпалу в вакуумі при $T = 600^\circ\text{C}$ і $\tau_{\text{витп.}} = 1$ год від часу подрібнення:

а – для ліній (104) фази Fe_2O_3 ; б – для ліній (220), (400) фази Fe_3O_4

дукти якої взаємодіють з атомами кисню, що входять до складу молекул гематиту і таким чином сприяють утворенню магнетиту. По-третє, процеси перетворення гематиту в магнетит відбуваються за рахунок ВНЕСЕННЯ карбонільного заліза як джерела вуглецю у матеріалі, про що свідчать результати РСМА рудного порошку (рис. 4).

На відміну від ЧДА гематиту перетворення Fe_2O_3 у Fe_3O_4 в рудному порошку відбувається не лише на його поверхні, а й у всьому об'ємі механоактивованої суміші, про що свідчить рівномірне сіре забарвлення відпаленого у вакуумі рудного порошку.

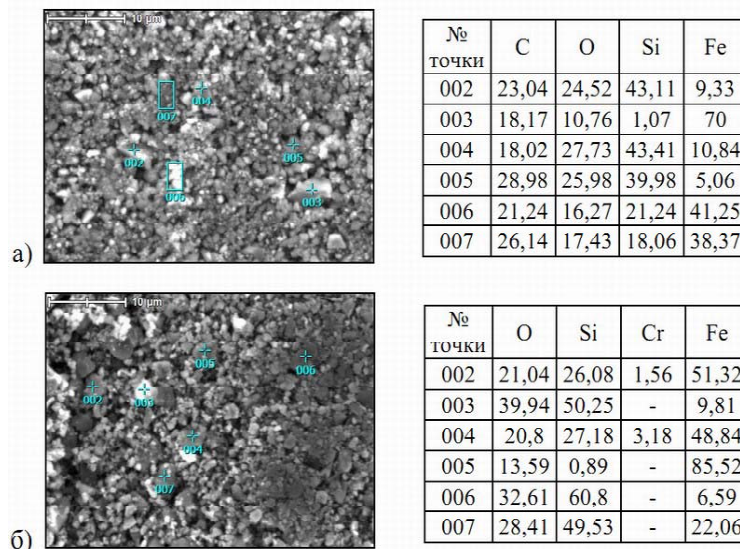


Рис. 4. Результати РСМА гематитової руди, подрібненої 70 год до (а) і після вакуумної термообробки при $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{випр.}} = 1\text{ год}$ (б)

Висновки

1. Відпал ЧДА гематиту або рудного порошку, що містить гематит, у вакуумі при температурі $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 1 год. призводить до часткового відновлення гематиту в магнетит внаслідок пришвидчення дифузійних процесів і вилучення слабозв'язаних атомів кисню, що входять до складу молекул гематиту.
2. Внаслідок вакуумного відпалу монодисперсного гематиту ЧДА ($T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{випр.}} = 1\text{ год}$) відбувається спікання порошку, що гальмує процеси перетворення гематиту в магнетит.
3. Додавання порошку карбонільного заліза до рудного порошку в процесі механоактивації має позитивний вплив на подальше перетворення $\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4$, так як сприяє створенню додаткових напружень у поверхні порошків, а також виступає як каталізатор, що прискорює процеси розкладання складних сполук, що містяться в руді, та джерела вуглецю в матеріалі.
4. Підвищення магнітних властивостей складових руд, що містять залізо за рахунок відновлення гематиту до магнетиту, сприяє підвищенню селективної здатності магнітної сепарації щодо застосування її до гематитових кварцитів, які мають як природну, так і техногенну природу.

Список літератури

1. Вегман Е. Ф. Кристаллография, минералогия, петрография и рентгенография / Е. Ф. Вегман, Ю. Г. Руфанов, И. Н. Федорченко. – М. : Металлургия, 1990. – 262 с.
2. Пирогов Б. И. Методология технологической минералогии и природа технологических свойств минералов.

- Результаты фундаментальных и прикладных исследований по разработке методик технологической оценки руд металлов и промышленных минералов на ранних стадиях геологоразведочных работ / Пирогов Б. И. – Петрозаводск, 2006. С. 7–17.
3. Беспояско Т. В. Минеральный склад лежалых хвостів центральної збагачувальної фабрики шахти «Північна ім. В. А. Валявка (Криворізький басейн) / Беспояско Т. В. // Геолого-мінералогічний вісник. – 2011. – Т. 26, № 2. – С. 82–86.
4. Состав, морфология и свойства минералов гипергенно измененных железистых кварцитов и продуктов их обогащения (на примере Криворожского бассейна И КМА) / [В. Н. Тарасенко, Н. К. Кравцов, О. Т. Мачадо и др.] // Геолого-мінералогічний вісник. – 2001. – № 1. – С. 54–65.
5. Скороходов В. Б. Повышение эффективности разделения техногенных отходов железных руд / В. Б. Скороходов, М. С. Хошуля // Вестник МГТУ – 2009. – Т. 12, №4. – С. 619–623.
6. Ходаков Г. С. Физика измельчения. – М. : Наука, 1972. – 308 с.
7. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ. / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1970. – 366 с.
8. Осокин Е. Н. Процессы порошковой металлургии. – Красноярск : ИПК СФУ, 2008. – 421 с.
9. Пинес Б. Я. Спекание, крип, отдых, рекристаллизация и другие явления, обусловленные самодиффузией в кристаллических телах / Б. Я. Пинес // Успехи физических наук. – 1954. – Т. 22, № 4. – С. 501–559.
10. Реологические основы теории спекания / Под ред. И. М. Федорченко – К. : Наукова думка, 1976. – 150 с.

Одержано 08.05.2013

Брехаря Г. П., Бондарь Н. П., Гуляева Т. В., Демеников В. И. Исследование влияния вакуумной термообработки на процесс восстановления гематита

Приведены результаты исследований влияния вакуумной термообработки на фазовый состав порошков чистого для анализов гематита (ЧДА) и гематитовой руды. Рентгеновским фазовым анализом показано, что отжиг в вакууме ($T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{вып.}} = 1\text{ ч}$) гематита (ЧДА) способствует его восстановлению до магнетита в верхнем слое порошка. Гематитовая руда, основными фазовыми составляющими которой являются оксиды SiO_2 и Fe_2O_3 , предварительно измельчалась в вибрационной мельнице (30 ч на воздухе, 10 ч в воде и 30 ч в воде с добавлением карбонильного железа). Установлено, что вакуумная термообработка механоактивированных рудных порошков при вышеприведенных режимах отжига приводит к частичному превращению гематита в магнетит. Благоприятными факторами для восстановления гематита в магнетит являются механоактивация рудного порошка и наличие карбонильного железа в качестве катализатора реакций и источника углерода, приводящих к превращениям гематит $\rightarrow$ магнетит.

Ключевые слова: гематитовая руда, гематит, магнетит, фазовый состав, механоактивация.

Brekhar G., Bondar N., Gulyaeva T., Demenikov V. Reserch of the influence of vacuum heat treatment on the process of reduction of hematite

The research results of vacuum heat treatment influence on the composition of powders pure for analysis (PFA) hematite and hematite ore were given. X-ray diffraction analysis show that the annealing in vacuum ($T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{exp.}} = 1\text{ h.}$) of the PFA hematite leads to a reduction to magnetite in the upper layer of powder. Hematite ore with the main phase components of the oxides SiO_2 and Fe_2O_3 , previously grind up in the vibration mill (30 h. in an air atmosphere, 10 h. in a water and 30 h. in a water with added carbonyl iron). It is determined that the vacuum heat treatment of grinding ore powders in the above modes leads to the partial transformation of hematite to magnetite. Also it is shown, that the favorable factors for the restoration of hematite to the magnetite is a mechanical activation of ore powder and the presence of carbonyl iron as catalyst of reactions and source of carbon that contribute to the transformation of hematite $\rightarrow$ magnetite.

Key words: hematite ore, hematite, magnetite, phase composition, mechanical activation.

УДК 621.762.4

Канд. техн. наук М. І. Носенко, д-р техн. наук В. О. Павлов

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

РОЗРОБКА СПОСОБІВ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ПОРОШКОВИХ ЗАГОТОВОК ПРИ ОТРИМАННІ ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Розроблено схеми та способи отримання порошкових виробів у процесі гарячої деформації.

Ключові слова: гаряча деформація, порошкова заготовка, щільність, очаг деформації, деформований об'єм.

Методи порошкової металургії є одним із перспективних напрямів у галузі виробництва конструктивних матеріалів та виробів із заданим рівнем механічних та експлуатаційних властивостей. Прогнозування параметрів технологічних процесів, вибір відповідних схеми та способу формування для отримання порошкових деталей із заданим рівнем щільності та механічних властивостей є важливою науковою та практичною проблемою.

Метою роботи є дослідження та розробка способів гарячого штампування порошкових заготовок при виготовленні деталей конструкційного призначення.

Використання компенсаційних щілин при штампуванні з елементами витікання дозволяє створити додаткові очаги деформації, що збільшує деформований об'єм металу у виробі та суттєво впливає на рівномірність розподілу щільності. Визначення коефіцієнта витікання $K_{\text{вит}}$, форми і розмірів додаткових очагів деформації, відносного деформованого об'єму металу при різних схемах штампування проводилось відповідно [1].

У результаті проведених досліджень розроблено спосіб отримання виробів із порошкових заготовок (а. с. № 1451984), який включає розміщення заготовки в

матриці та подальше гаряче штампування. Спосіб дозволяє забезпечити заданий розподіл щільності і механічних властивостей за об'ємом деталі. Для цього перед розміщенням заготовки в матриці розраховується форма, місцерозташування та об'єм додаткових очагів деформації за формулою (рис. 1):

$$V^* = \sum \frac{\sqrt{\frac{F}{\pi}} \cdot \sqrt{K_{\text{вум}} - 2}}{H \cdot K_{\text{вум}}} + \sum \left(\frac{3}{K_{\text{вум}}} + \frac{8\pi \cdot H^2}{3F \cdot K_{\text{вум}}^3} \right) - \sum V_i^*, \quad (1)$$

де V^* – об'єм додаткових очагів деформації (рис. 2); n, m – число додаткових очагів деформації, які створюють у приторцевих зонах або за висотою перерізу заготовки відповідно; $K_{\text{вум}1} \dots K_{\text{вум}i}$ – коефіцієнти витікання матеріалу заготовки; F – площа перерізу матриці; H – висота виробу; V_i^* – одиничний відносний об'єм перекриття додаткових очагів деформації.

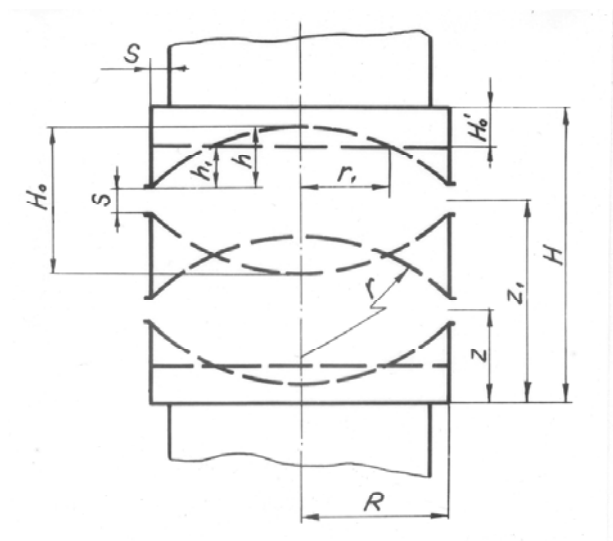
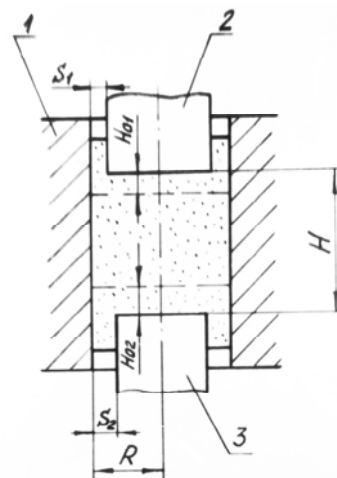


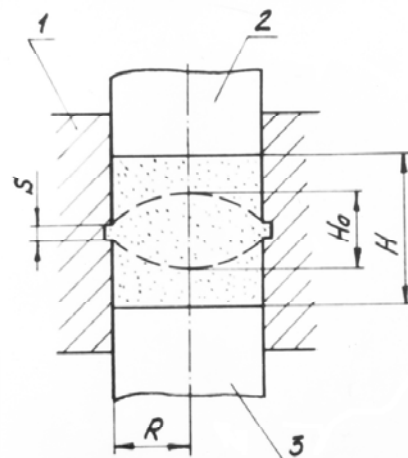
Рис. 1. Розрахункова схема для визначення деформованого об'єму металу

Число додаткових очагів деформації визначають за вказаною залежністю 1. При цьому перша складова визначає вибір додаткових очагів деформації в приторцевих зонах заготовки, які контактують з пуансонами. При необхідності отримання виробів із підвищеними механічними властивостями в приторцевих зонах компенсатори розташовують між матрицею 1 та пуансонами 2 і 3 (рис. 2, а). При необхідності підвищення властивостей тільки з одного торця компенсатори виконують тільки між матрицею 1 та одним з пуансонів, наприклад 2. Між матрицею та пуансоном 3 компенсатори в цьому випадку відсутні.

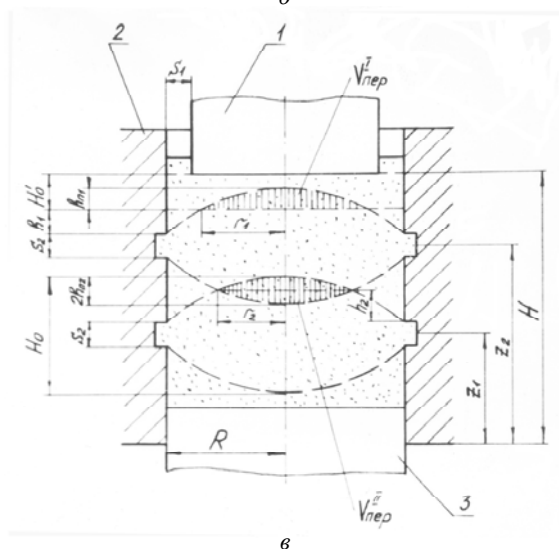
Друга складова виразу 1 визначає вибір додаткових очагів деформації за висотою заготовки. Компенсатори виконують в матриці на заданому за висотою рівні, де у виробі необхідно отримати підвищені механічні властивості (рис. 2, б).



а



б



в

Рис. 2. Схеми штампування порошкових заготовок: а – матриця; б, в – пуансони

Третя складова визначає відносний об'єм перекриття додаткових очагів деформації, наявність яких дозволяє додатково підвищити механічні властивості виробів в заданих місцях. Додаткові очагами деформації створюють при виконанні компенсаторів у технологічному оснащенні.

Відносний об'єм очага деформації визначається як:

$$V^* = \frac{V_{o.d.}}{V_{вир}},$$

де $V_{o.d.}$, $V_{вир}$ – відповідно об'єм очага деформації та об'єм виробу.

Очаг деформації при схемі деформації на рис. 1, а має циліндричну форму, а його висота визначається як:

$$H'_o = \frac{\sqrt{\frac{F}{\pi}} \cdot \sqrt{K_{вум} - 2}}{K_{вум}}, \quad (3)$$

При схемі деформації на рис. 1, б очаг деформації має сферичну форму, а його висота визначається як:

$$H_o = \frac{5H}{K_{вум}}, \quad (4)$$

де F – площа перерізу матриці; H – висота виробу; $K_{вум} = \frac{B}{S}$ – коефіцієнт витікання; B – характерний розмір виробу (при схемі деформації на рис. 2, а, $B = 2R$; при схемі деформації на рис. 2, б, $B = H$); R – радіус матриці; S – висота компенсаційної щілини.

Відносний об'єм очага деформації для схеми на рис. 2, а визначається як:

$$V^* = \frac{\pi R^2 \cdot H'_o}{\pi R^2 \cdot H} = \frac{\sqrt{\frac{F}{\pi}} \cdot \sqrt{K_{вум} - 2}}{H \cdot K_{вум}}. \quad (5)$$

Звідки при наявності двох очагів деформації (рис. 2, а) їх сумарний відносний об'єм визначається як:

$$V^* = \sum_i^n \frac{\sqrt{\frac{F}{\pi}} \cdot \sqrt{K_{вум} - 2}}{H \cdot K_{вум}}. \quad (6)$$

Об'єм очага деформації для схеми на рис. 2, б визначається як:

$$V_{o.d.} = 2V_c + V_\kappa, \quad (7)$$

де V_c – об'єм сегмента кулі; V_κ – об'єм циліндра висотою S .

При визначенні об'єму частин кулі використовуються відомі співвідношення [2]:

$$V_\kappa = \pi R^2 S = \pi R^2 \cdot \frac{H}{K_{вум}}; \quad (8)$$

$$2V_c = \frac{1}{3} \pi h (3R^2 + h^2), \quad (9)$$

$$\text{де } h = \frac{H_o - S}{2} = \frac{2H}{K_{вум}};$$

$$V_{o.d.} = \frac{\pi H (8H^2 + 9K_{вум}^2 \cdot R^2)}{3K_{вум}^3}; \quad (10)$$

$$V^* = \frac{\pi H (8H^2 + 9K_{вум}^2 \cdot R^2)}{3K_{вум}^3 \cdot \pi R^2 H} = \frac{3}{K_{вум}} + \frac{8H^2 \cdot \pi}{3F \cdot K_{вум}^3}. \quad (11)$$

При схемі деформації на рис. 2, в, для визначення V^* необхідно враховувати сумарний відносний об'єм перекриття

$$\sum V_i^* = \frac{V_{nep}^I + V_{nep}^{II}}{\pi \cdot R^2 \cdot H}. \quad (12)$$

V_{nep}^I визначається, як об'єм сегменту кулі

$$V_{nep}^I = \frac{1}{6} \pi h_{n1} \cdot (3r_1^2 + h_{n1}^2); \quad (13)$$

$$r_1^2 = R^2 - h_1^2 - 2h_1 \cdot \sqrt{r^2 - R^2}; \quad (14)$$

$$r = \frac{R^2 + h^2}{2h} = \left(h = \frac{2H}{K_{вум}} \right) = \frac{R^2 \cdot K_{вум}^2 + 4H^2}{4HK_{вум}}, \quad (15)$$

де r – радіус сферичної поверхні,

$$r_1^2 = R^2 - h_1^2 - 2h_1 \cdot \frac{R^2 \cdot K_{вум2}^2 - 4H^2}{4H \cdot K_{вум2}}. \quad (16)$$

V_{nep}^{II} визначається аналогічно V_{nep}^I , як здвоєний об'єм сегмента кулі

$$V_{nep}^{II} = \frac{1}{3} \pi \cdot h_{n2} \cdot (3r_2^2 + h_{n2}^2). \quad (17)$$

Приклад 1.

Для отримання порошкової титанової втулки (рис. 3) з розмірами $2R = 32$ мм, $2R_1 = 23$ мм, $H = 20$ мм, $h = 5$ мм з ударною в'язкістю не нижчою від 1100 кДж/м² заготовка із ПТЕС-1 з відносною щільністю 90 % нагрівається до 900 °С в середовищі аргону і розміщується в матриці 1. До заготовки прикладається двосторонній тиск пуансонами 2 і 3. Коефіцієнт витікання визначається за формулою:

$$K_{\text{вум}} = \frac{2R}{S} = 7,1,$$

де R , S – відповідно радіус та товщина стінки втулки.
Висота очага деформації (див. формулу 3)

$$H_o = 5,09 \text{ мм.}$$

Відносний об'єм очага деформації (див. формули 2 і 5)

$$V^* = \frac{R^3 \cdot \sqrt{K_{\text{вум}} - 2}}{(R^2 \cdot H - R_1^2 \cdot h) \cdot K_{\text{вум}}} = 0,415.$$

В результаті процесу штампування з витіканням матеріалу отримано виріб (втулку) з відносною щільністю $\theta \geq 99,5\%$ із заданим рівнем ударної в'язкості.

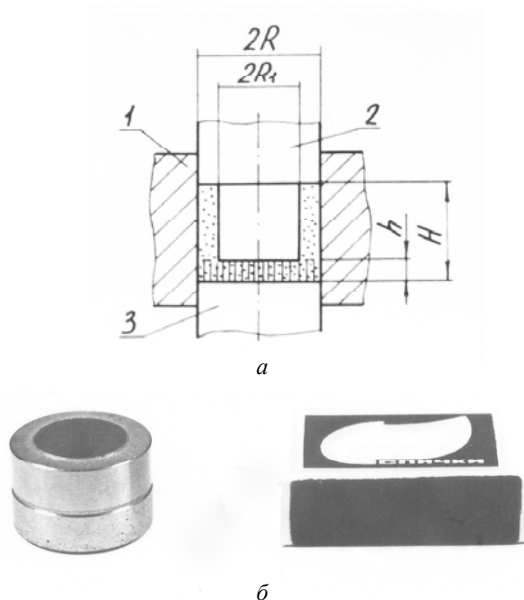


Рис. 3. Схема штампування втулки (а) та готовий виріб (б)

Приклад 2.

Для отримання порошкового титанового ролика (рис. 4) діаметром $2R = 61$ мм, висотою $H = 10$ мм з двома кільцевими впадинами розмірами $h = 2,5$ мм; $2R_1 = 40$ мм; $2R_2 = 28$ мм з ударною в'язкістю не нижчою від 1200 кДж/м^2 заготовка із ПТЕС-1 з відносною щільністю 90 % нагрівається до 900°C в середовищі аргону і розміщується в матриці 1. До заготовки прикладається тиск пуансоном 2. Коефіцієнт витікання матеріалу визначається за формулою:

$$K_{\text{вум}} = \frac{H}{S} = 10,$$

де H , S – відповідно висота ролика та висота компенсаційної щілини.

Висота очага деформації (див. формулу 4)

$$H_o = 5 \text{ мм.}$$

Відносний об'єм очага деформації (див. формули 2 і 11)

$$V^* = \frac{H \cdot (8H^2 + 9K_{\text{вум}}^2 \cdot R^2)}{3K_{\text{вум}}^3 \cdot [R^2 H - 2h \cdot (R_1^2 - R_2^2)]} = 0,395.$$

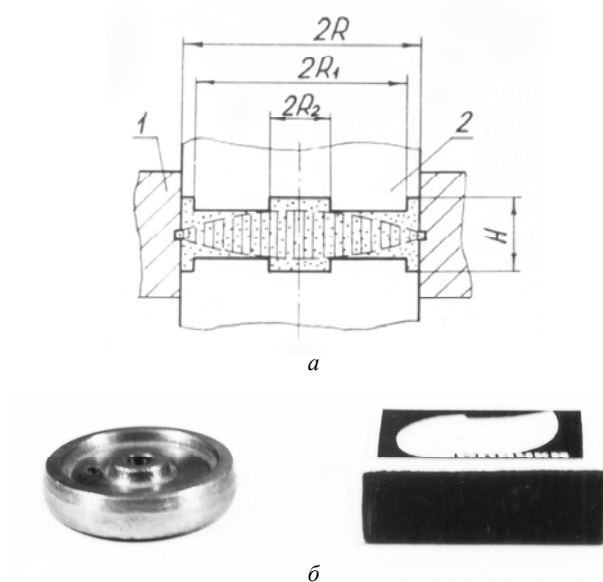


Рис. 4. Схема штампування ролика (а) та готовий виріб (б)

У результаті процесу штампування з витіканням матеріалу отримано виріб (ролик) з відносною щільністю $\theta \geq 99,8\%$ із заданим рівнем ударної в'язкості.

Приклад 3.

Для отримання порошкової титанової кришки (рис. 5) діаметром $2R = 114$ мм, висотою $H = 27$ мм з кільцевою впадиною розмірами $h = 6$ мм; $R_1 = 98$ мм; $R_2 = 38$ мм з ударною в'язкістю не нижчою за 1300 кДж/м^2 заготовка із ПТЕС-1 з відносною щільністю 90 % нагрівається до 900°C в середовищі аргону і розміщується в матриці 1. До заготовки прикладається тиск пуансоном 2. Коефіцієнт витікання матеріалу в компенсаційну щілину між пуансоном і матрицею визначається за формулою:

$$K_{\text{вум}} = \frac{2R}{S_1} = 14,25,$$

де R , S – відповідно радіус і товщина стінки кришки.

Висота очага деформації (див. формулу 3)

$$H'_o = 14 \text{ мм.}$$

Коефіцієнт витікання матеріалу в компенсаційну щілину за висотою порожнини матриці ($z = 5$) мм визначається як:

$$K_{\text{вум}2} = \frac{H}{S_2} = 13,5 \text{ мм},$$

де H , S_2 – відповідно висота кришки і компенсаційної щілини.

Висота очага деформації (див. формулу 4)

$$H_o = 10 \text{ мм.}$$

Відносний об'єм очага деформації (див. формулу 1)

$$V^* = \frac{R^3 \cdot \sqrt{K_{\text{вум}1} - 2}}{\left[R^2 H - h \cdot (R_1^2 - R_2^2) \right] \cdot K_{\text{вум}1}} + \frac{H \cdot (8H^2 + 9K_{\text{вум}2}^2 \cdot R^2)}{3R_{\text{вум}2}^3 \cdot \left[R^2 H - h \cdot (R_1^2 - R_2^2) \right]} - V_i^* = 0,603 + 0,259 - V_i^*,$$

де V_i^* – відносний об'єм перекриття додаткових очагів деформації

$$V_i^* = \frac{V_{\text{пер}}}{V_{\text{вир}}},$$

де $V_{\text{пер}}$, $V_{\text{вир}}$ – відповідно об'єм перекриття додаткових очагів деформації та об'єм виробу.

Відповідно формули 14

$$V_{\text{пер}} = \frac{1}{6} \pi \cdot h_n \cdot (3r_1^2 + h_n^2).$$

Звідки

$$V_i^* = \frac{h_n \cdot (3r_1^2 + h_n^2)}{6 \cdot \left[R^2 H - h \cdot (R_1^2 - R_2^2) \right]} = 0,049.$$

Висота перекриття очагів деформації визначається, як:

$$h_n = H_o - (H - h - H') = 3 \text{ мм.}$$

Відповідно до формули 17

$$r_1^2 = R^2 - h_1^2 - 2h_1 \cdot \frac{R^2 \cdot K_{\text{вум}2}^2 - 4H}{4H \cdot K_{\text{вум}2}} = 2439,75 \text{ мм}^2,$$

$$\text{де } h_1 = H_o - h_n - z - \frac{S}{2} = 1 \text{ мм.}$$

Підсумково отримуємо:

$$V^* = 0,603 + 0,259 - 0,049 = 0,813.$$

У результаті процесу штампування з витіканням матеріалу отримуємо виріб (кришку) з відносною щільністю $\theta \geq 99,8\%$ та заданим рівнем ударної в'язкості.

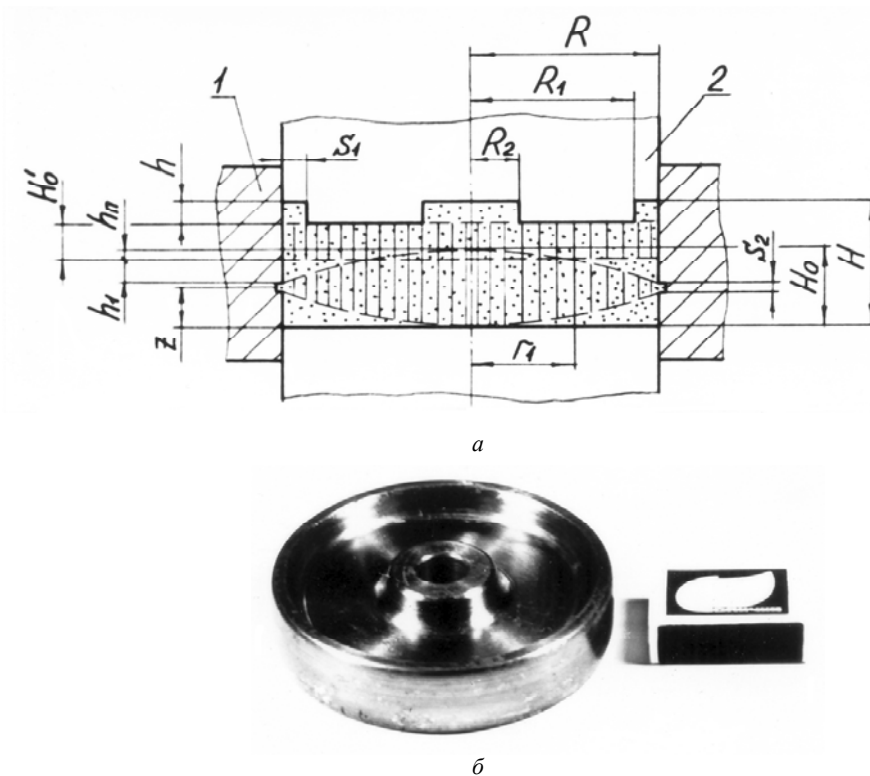


Рис. 5. Схема штампування кришки (а) та готовий виріб (б)

З метою зменшення витрат металу розроблено спосіб виготовлення виробів з порошкових заготовок (а. с. № 1360004), який включає нагрівання заготовок та гарячу деформацію, що проводиться з витіканням матеріалу заготовки у бокові порожнини матриці. Потім матеріал у порожнинах допресовується та відокремлюється від основного виробу. Спосіб забезпечує можливість одночасного отримання за один цикл пресування декількох деталей, наприклад, заготовок болта та шайби, і дозволяє практично виключити втрати металу.

Приклад 4.

Нагріта до 95 °С заготовка 1 із електролітичного порошка титану ПТЕС-1 з відносною щільністю 90 % розміщується в складальній матриці 2, в якій є кільцева порожнина 3 (рис. 6, а). При гарячій деформації під дією ступінчастого пуансона 4 матеріал заготовки витікає в порожнину 3 (рис. 6, б). Після формування виробу в матриці 2 пуансон 4 діє верхнім ступенем на верхню секцію матриці. Відбувається допресовка матеріалу в порожнині 3. Потім пуансоном 5 матеріал в порожнині 3 відокремлюється від основного виробу (рис. 6, в). У результаті за рахунок забезпечення витікання матеріалу в режимі гарячої деформації, основний виріб – болт, який формується в матриці, має відносну щільність $\geq 99,8 \%$, а виріб, що формується в боковій порожнині, шайба – 98,4 %.

У процесі формування за один цикл заготовок під болт та під шайбу практично виключаються втрати металу. Крім того, забезпечуються високі механічні властивості основного виробу ($\sigma_B = 400 - 420$ МПа; $\delta = 30 - 32 \%$; $\psi = 40 - 44 \%$; $KCU = 1100 - 1200$ кДж/м²).

Отже, в результаті проведених досліджень розроблено способи гарячої деформації пористих порошкових заготовок, які забезпечують створення додаткових очагів деформації в зонах, де сконцентрована залишкова пористість, дозволяють збільшити деформований об'єм та рівномірність розподілу щільності у виробі і отримувати одночасно один цикл пресування декількох деталей.

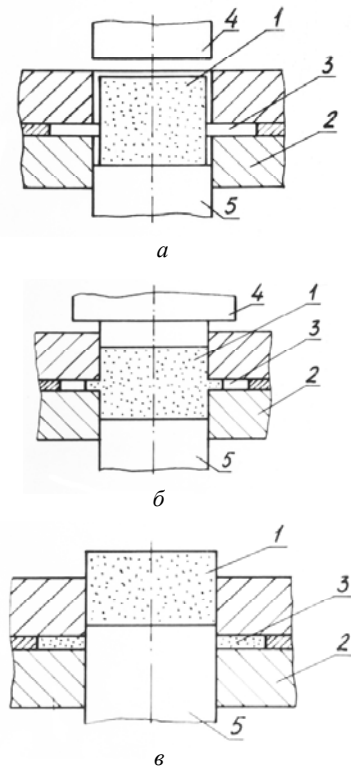


Рис. 6. Схема штампування порошкових заготовок:
а – завантаження заготовки в матрицю;
б – гаряча деформація заготовки;
в – відокремлення матеріалу в бокових порожнинах матриці від основного виробу

Список літератури

1. Носенко М. І. Дослідження гарячого штампування порошкових заготовок//Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні / М. І. Носенко, В. О. Павлов. – 2006. – № 2. – С. 51–56.
2. Выгодский М. Я. Справочник по элементарной математике / М. Я. Выгодский– М. : Наука, 1978. – 335 с.

Одержано 06.06.2013

Носенко М.И., Павлов В.А. Разработка способов горячей деформации порошковых заготовок при получении деталей конструкционного назначения

Разработаны схемы и способы получения порошковых изделий в процессе горячей деформации.

Ключевые слова: горячая деформация, порошковая заготовка, плотность, очаг деформации, деформированный объем.

Nosenko M., Pavlov V. Development of methods for hot deformation powder billets in obtaining parts for constructional purposes

The schemes and methods for producing of powder products during hot deformation were developed.

Key words: hot deformation, powder billet, density, deformation zone, deformed volume.

Д-р техн. наук геол.-мин. наук Л. С. Галецкий¹,
канд. геол.-экон. наук Н. Н. Черниенко¹, канд. техн. наук С. Д. Венцев², С. А. Сидоренко³

¹ Институт геологических наук НАН Украины, г. Киев;

² Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев;

³ ГП «Государственный научно-исследовательский и проектный институт титана», г. Запорожье

НОВЫЕ ХЛОРИДНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ДЛЯ ПЕРЕРАБОТКИ РЕДКОМЕТАЛЬНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ МАЗУРОВСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

Рассмотрены геологическая структура и минералогический состав Мазуровского месторождения нефелин-редкометальных руд и результаты работ, направленных на возобновление его отработки. Показана целесообразность опробования современных технологий хлорирования и восстановления для переработки редкометальных концентратов месторождения.

Ключевые слова: порода, циркон, пироклор, ниобий, концентрат, технология, скорость хлорирования, оксид углерода, субхлорид, высокоскоростная металлургия.

Введение

Украина обладает достаточно развитой минерально-сырьевой базой редких металлов, однако в настоящее время эксплуатация редкометальных объектов приостановлена. До 70-х годов XX в. мариуполитовые рудные породы Мазуровского месторождения активно разрабатывались как источник получения цирконовых концентратов.

В 2003 г. на «ММК им. Ильича» поднят вопрос о возобновлении отработки Мазуровского месторождения как источника полевошпатового сырья, с попутным извлечением редких металлов. В связи с разработкой новых технологий хлорирования и восстановления металлов, осуществленной за последнее десятилетие, их включение в технологическую схему переработки редкометальных концентратов Мазуровского месторождения может существенно повысить экономическую эффективность переработки.

Геолого-минералогические особенности Мазуровского месторождения

В структурном отношении Мазуровское [3, 6] месторождение представляет собой жильное поле, в пределах которого расположено 16 свит (продуктивных залежей) субпараллельных пологозалегающих тел с этажным распределением по вертикали, охватывающих вертикальный интервал до 600 м. В объеме выделенных свит оконтурено 44 рудных тела. Основу природных разновидностей руд составляют мариуполит, нефелиновый пегматит и полевошпатовый метасоматит.

Главными промышленно ценными минералами при комплексном использовании руд являются циркон и пироклор, сопутствующими – нефелин, полевошпат, ильменит, бртолит.

Пироклор развит в виде тонкого вкрапления. Наряду с равномерным вкраплением встречается его кон-

центрация в виде струй и цепочек. Размер кристаллов колеблется от 0,01 мм до 9 мм, причем, большинство из них (до 80 %) имеет размер в интервале 0,08–0,15 мм. Модальный размер зерен пироклора в полевошпатовых метасоматитах 0,1 мм, в мариуполитах и пегматитах – от 0,25 мм до 0,35 мм.

По форме кристаллов преобладают октаэдры, искаженные октаэдры, встречаются изометрические зерна и агрегаты зерен. Удовлетворительное вскрытие (до 80 %) пироклор достигает при измельчении до крупности 0,06 мм.

Циркон распространен в виде бипирамидальных кристаллов величиной от 0,1 до 15 мм, обычно 3 мм. Хорошо отделяется из сростков при дроблении руды. Удовлетворительное вскрытие происходит при крупности помола 2 мм.

Нефелин образует кристаллы от нескольких миллиметров до нескольких дециметров, он хорошо обогащается. Его химический состав непостоянен. Наиболее изменчиво содержание щелочей. Количество оксидов натрия меняется от 3% до 17%, оксидов калия – от 4 до 7 %. Содержание глинозема – практически на одном уровне – 32-34%.

В 50–60-х годах XX в. редкометальные руды месторождения мариуполитов активно разрабатывались как источник циркония [1, 3, 6, 7]. По гравитационной схеме перерабатывались рыхлые руды коры выветривания, из которых получали цирконовый концентрат, перерабатывавшийся на Донецком химико-металлургическом заводе. Остальные редкие металлы не извлекались из-за низких содержаний и отсутствия технологии их обогащения. После отработки коры выветривания добыча цирконового концентрата была прекращена.

В конце 50-х годов руды месторождения начали рассматривать также и как источник получения пирохлорового и полевошпатового продуктов [1, 3, 6, 7].

В 2003 г. по инициативе специалистов Института геологических наук НАН Украины и ХМФ ОАО «ММК им. Ильича» был поднят вопрос о возобновлении отработки Мазуровского месторождения как источника полевошпатового сырья, с попутным извлечением редких металлов, что могло повысить рентабельность производства [7].

На месторождении была отобрана технологическая проба из частных керновых проб, специально пройденных для этой цели скважин, полностью пересекающих первую и вторую рудные залежи. Массовая доля компонентов в пробе составила, %: Nb_2O_5 – от 0,01 до 1,8 в среднем – 0,118; Ta_2O_5 от 0,0005 до 0,075, в среднем – 0,057; ZrO_2 – от 0,02 до 6, среднее – 0,470; соотношение Nb/Ta – 20,1; Zr/Nb – 3,7, что является характерным для всего месторождения.

Направлениями дальнейших исследований пробы стали разработка технологии комплексной переработки коренных руд Мазуровского месторождения методами механического обогащения с целью получения ниобиевого продукта, маложелезистых полевых шпатов и цирконового концентрата, а также отработка технологии хлорирования ниобиевого продукта с выделением товарного пентоксида ниобия и тетрахлорида кремния, используемого для кремниевых производств. При этом было решено вовлечь в переработку и отходы обогатительной фабрики («лежалые хвосты»), образовавшиеся после извлечения цирконового концентрата в количестве около 2 млн. тонн.

Результатом работ по обогащению явилось получение концентратов, состав которых приведен в таблице 1.

Рассмотренные технологические схемы переработки полученного ниобиевого продукта базировались на способе хлорирования брикетированной шихты в шахтных хлораторах [8, 9]. При этом просматривалась перспектива разделения ниобия и тантала в процессе хлорирования с цирконием, минеральные формы которого вскрываются при более высоких температурах [10]. Получаемый хлоридный продукт подлежал фракционной перегонке и в последующем, с использованием парового гидролиза, предусматривал получение товарного пентоксида ниобия. Тетрахлорид кремния, выделяемый методом ректификации, планировалось использовать для производства поликристаллического кремния на ХМФ ММК [8, 9].

Однако за прошедшие годы в научной литературе появились сведения о новых перспективных разработках в области хлорной металлургии, которые могут быть весьма эффективны для переработки полиметаллических руд.

Процесс хлорирования с использованием газофазного восстановителя

Прогрессивная технология хлорирования разрабатывается сотрудниками ГП «ГНИП Институт титана», где в 2010-2012 гг. выполнен комплекс исследований по дальнейшей разработке технологии производства хлор-магнелиевых расплавов из магнезитов методом хлорирования [8–16].

На основании разработанной простой, но достаточно эффективной методики изучения механизма и кинетики гетерогенных процессов, при исследовании процесса хлорирования магнезита, установлена целесообразность замены твердого восстановителя на газообразный – оксид углерода [10, 11]. Был исследо-

Таблица 1 – Химический состав продуктов обогащения руд Мазуровского месторождения

Компонент	Содержание, %		
	Nb-Zr концентрат	цирконовый концентрат	Нефелин-полевошпатовый концентрат
Na_2O	7,6	0,99	7,9
Mg	0,47	0,02	0,06
Al_2O_3	17,67	1,73	21,54
SiO_2	36,14	29,91	63,53
P_2O_5	0,32	0,70	сл.
SO_3	0,94	0,30	0,025
K_2O	3,34	0,32	5,17
Ca	7,15	3,23	0,59
TiO_2	2,96	0,08	0,02
MnO_2	0,26	сл.	0,016
Fe_2O_3	3,90	0,15	0,20
Sr	0,3	сл.	–
Y_2O_3	0,063	0,13	–
ZrO_2	6,46	60,76	0,031
Nb_2O_5	9,63	0,34	0,033
CeO_2	0,27	сл.	–
HfO_2	0,12	1,18	–
Ta_2O_5	0,45	сл.	–
ThO_2	0,088	сл.	–
U_3O_8	0,264	–	–

ван механизм взаимодействия природного магнезита со смесью хлора и оксида углерода, изучены закономерности массопереноса в реакционной системе, установлена диффузионная природа процесса хлорирования. В отличие от попыток других исследователей [17], авторами расчетным и экспериментальным путем определены условия равноставки газовых реагентов к поверхности хлорируемого магнезита [8], что позволило достичь в процессе хлорирования высокой скорости при полном усвоении хлора (рис. 1).

Разработанная технология опробована на пилотной установке при переработке природного магнезита в хлораторе шахтного типа с внутренним диаметром шахты 0,3 м [12]. На установке был получен расплав хлорида магния (массовая доля MgCl_2 – 97,0–98,8 %), по содержанию основных примесей полностью удовлетворяющий требованиям электролитического передела для всех типов электролизеров, эксплуатируемых в СНГ, и для поточной линии электролизеров.

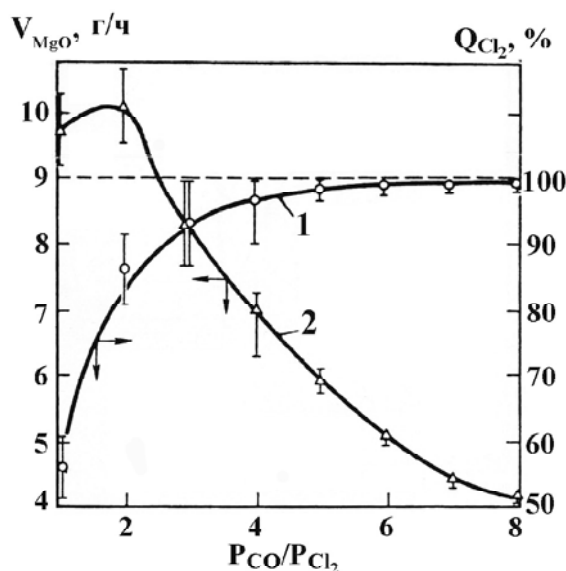


Рис. 1. Зависимость степени использования хлора Q_{Cl_2} (1) и скорости хлорирования магнезита V_{MgO} (2) от соотношения парциальных давлений Cl_2 и CO в реакционных газах

Привлекательность новой технологии хлорирования, базирующейся на газификации восстановителя, в сравнении с технологией хлорирования брикетированной шихты, состоит в следующем:

- существенно сокращается и упрощается аппаратурно-технологическая схема подготовки сырья к процессу хлорирования, устраняются переделы, связанные с измельчением сырья, смешением компонентов, получением брикетов и, тем самым, существенно понижается капиталоемкость технологии;
- повышается скорость процесса хлорирования магнезита и удельная производительность хлоратора не менее чем в 3 раза (до 6,5–7,0 т MgCl_2 /м²·сутки);
- в хлоратор не поступает твердый восстановитель,

что позволяет понизить содержание примесей и улучшить качество получаемого хлорида;

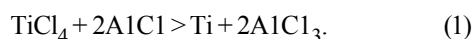
- практически исключаются проскоки хлора в технологическом процессе, сокращается его удельный расход, минимизируются затраты на газоочистку;

- сокращается удельный расход сырья на 10 %, уменьшается удельное энергопотребление на 15–20 %, повышается экономическая эффективность технологии.

Рассмотренная технология может быть применена и к переработке редкометалльных концентратов Мазуровского месторождения, при ее внедрении возможно существенное снижение капитальных затрат, себестоимости получаемых хлоридов и производимых из них продуктов.

Субхлоридная технология восстановления металлов

В ходе выполнения исследовательских работ в Институте химии и химической технологии СО РАН теоретически на основе термодинамических расчетов и экспериментально установлено, что летучие субхлориды алюминия (AlCl_x , $x < 3$) могут выполнять функции восстановителя хлоридов до металла, например тетрахлорида титана, по реакции:



Газофазный вариант субхлоридной металлотермии характеризуется высокой удельной производительностью и простотой организации процесса [18–21], в сравнении с ныне промышленно реализованными технологиями. Использование паров AlCl_x позволяет устранить конденсацию солевых оболочек на поверхности частиц восстановленного титана. Количество выделяющейся тепловой энергии при этом заметно ниже, чем в магниетермии, и она относительно равномерно распределена по объему реактора.

Затраты электрической энергии на регенерацию и возврат субхлорида алюминия в процесс восстановления TiCl_4 до металла также существенно ниже, чем на возврат магния (7,5 и 15,2 кВт·ч/кг Ti соответственно).

Другое преимущество AlCl_x над щелочными и щелочноземельными металлами-восстановителями заключается в его более высокой чистоте. Использование газофазного восстановителя и проведение реакции в газовом потоке даёт возможность полностью исключить контакт реакционной смеси со стенками реактора введением пристеночного защитного слоя инертного газа, что позволяет восстанавливать тетрахлорид титана до металла в газовой фазе без загрязнения восстановленного металла солями и примесями из материала реактора.

В газофазном субхлоридном варианте отсутствуют внутридиффузионные ограничения на транспорт и взаимодействие реагентов, характерные для гетерофазных процессов. В результате удельная производительность реактора субхлоридного восстановления может значительно превысить производительность реакторов, используемых в магниетермии. В потоке реакционных

газов восстановление титана до металла сопровождается его выделением в конденсированную фазу, а это создает возможность получать титан и его сплавы сразу в виде порошка или напылением на подложку. Вариант с зародышем представляет интерес для крупнотоннажного промышленного производства, поскольку запыление потока частицами-зародышами увеличивает площадь конденсации и удельную производительность реактора. Выделение титана возможно при превышении радиуса зародыша (r) критического размера (r_c). При выполнении $r > r_c$, скорость выпадения металла в твердую фазу будет задаваться скоростью диффузии к поверхности макрочастиц химических реагентов.

На рис. 2 представлена возможная схема субхлоридного восстановления в газовом потоке. Предварительно нагретые $TiCl_4$ и субхлориды алюминия в потоке инертного газа поступают в камеру смешения, где формируется реакционная смесь. В реакционной зоне температура смеси снижается до оптимальной и введением металлических зародышей инициируется протекание восстановительной реакции (1). Поток расширяется для поддержания заданного температурного режима при непрерывном выделении энергии в реакции восстановления. В закалочном устройстве полученные продукты реакции охлаждаются. Далее смесь порошков металла и десублимированных хлоридов алюминия и титана поступает на дистилляцию.

В настоящее время субхлоридный способ восстановления и отдельные стадии технологии отработаны в масштабах лабораторной установки.

Временная динамика прироста массы зародыша (M) и скорости осаждения этой массы (dM/dt) приведены на рис. 3. Зафиксированная в ходе экспериментов скорость осаждения титана соответствует производительности реактора $\sim 1 \text{ кг Ti}/(\text{м}^3 \text{ с})$, что определяет перспективность технологии, ее дальнейшей разработки.

На примере переработки титаномагнетитов с высоким содержанием оксида титана и сопутствующих редких элементов в ИХХТ СО РАН разработаны методы комплексной экологически безопасной технологии переработки поликомпонентных руд, обеспечивающей минимальный уровень отходов и затрат энергоносителей и химических реагентов, получившей название высокоскоростной металлургии.

Это дает возможность минимизировать капитальные и эксплуатационные затраты для организации экономически рентабельного получения целевых рудных компонентов и тем самым расширить сырьевую базу металлургии. При использовании методов высокоскоростной металлургии единственным расходуемым реагентом служит природный газ или уголь. Жидкие стоки отсутствуют. Извлечение металлов можно вести непосредственно на месторождении, что актуально для неосвоенных районов, при этом масса вывозимого с месторождения полученного продукта – в десятки и сотни раз меньше массы перерабатываемой руды, а масса подвозимых технологических грузов, кроме органического топлива, мала.

Предварительная термодинамическая оценка показывает принципиальную возможность восстановления

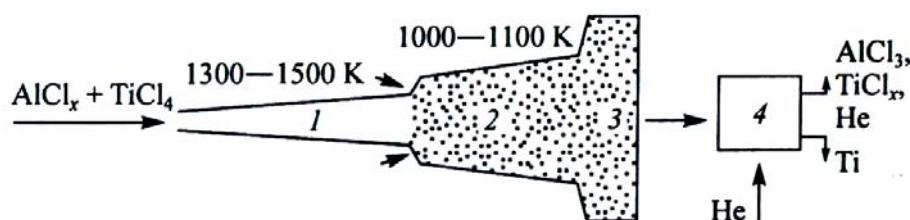


Рис. 2. Схема алюминотермического восстановления $TiCl_4$ в потоке субхлоридов алюминия:

1 – камера смешения; 2 – реакционная зона, стрелками показан ввод зародышей; 3 – зона заковки; 4 – дистилляция [1]

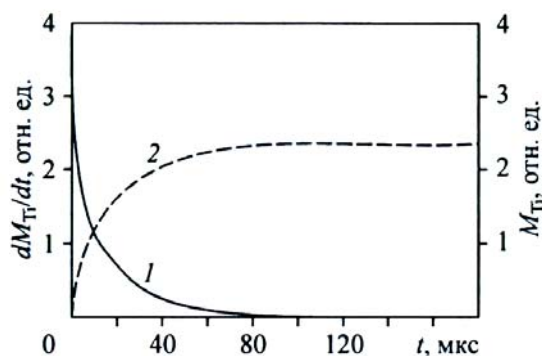


Рис. 3. Кинетика осаждения титана из химически активной среды на зародыш [2]:

$[Ar] = 10$; $[TiCl_4] = 0,5$; $[AlCl] = 1$; $P = 0,1 \text{ МПа}$; 1 – dM_{Ti}/dt , 2 – M_{Ti}

субхлоридами алюминия также хлоридов Zr, Nb, Ta, V, Mo и других компонентов поликомпонентных руд.

Однако реальная оценка возможности извлечения редких металлов из концентратов мазуровского месторождения методами высокоскоростной металлургии и конкретная рекомендуемая технологическая схема их переработки могут быть предложены лишь после теоретической проработки и лабораторного опробования редкометалльного сырья, с учетом минералогической формы основных полезных компонентов и сопутствующих элементов.

В ходе работы термодинамические исследования позволят определить оптимальный состав реагирующих смесей с тем, чтобы с минимальными материальными и энергетическими затратами выделить из поликомпонентной руды целевые компоненты, разделить их между собой и получить из них товарный продукт. А лабораторный эксперимент позволит изучить кинетику указанных выше процессов и уточнить параметры расчетных режимов обработки поликомпонентных руд. При этом необходимо осуществить выбор оптимального режима переработки руды – температуры процесса, массопотоков, схемы разделения галогенидов и пр.

Выводы

1. Рассмотренные ранее схемы переработки редкометалльных концентратов Мазуровского месторождения возможно существенно модернизировать на основе использования новых технологий хлорирования и восстановления, повысив экономическую эффективность переработки концентратов.

2. Для проверки эффективности новых технологий при переработке нового вида сырья и определения расходных норм и коэффициентов рекомендуется провести предварительное технологическое опробование концентратов Мазуровского месторождения на основе новых разработанных технологий.

Список литературы

- Мазуровское редкометалльное месторождение в стратегии развития Мариупольского металлургического комбината им. Ильича / [В. С. Бойко, Е. С. Нечепуренко, В. В. Климанчук и др.] // Горн. журн. – 2002. – № 11–12. – С. 33–36.
- Галецкий Л. С. Комплексное решение проблем железорудной и редкометалльной сырьевой базы как основы техпереворужения металлургического производства ОАО «ММК им. Ильича» / Л. С. Галецкий, Э. Ш. Коган, Н. Н. Черниенко // Металл. – 2005. – № 2. – С. 40–41.
- Донской А. Н. Нефелиновые породы Украины / А. Н. Донской, Е. А. Кулиш, Н. А. Донской // Комплексные алюминий-глиноземные и редкометалльные руды. – К., 2004. – 222 с.
- Комплексна металогенічна карта України : Поясн. зап. / [А. С. Войновський, Л. В. Бочай, С. В. Нечаєв та ін.]. – К., 2003. – С. 213–218.
- Науменко В. В. Эндогенное оруденение и эпохи тектоно-магматической активизации Европы / В. В. Науменко. – К., 1981. – 216 с.
- Стрекозов С. Н. Перспективы геолого-промышленной переоценки месторождений и рудопроявлений редких металлов и редких земель Приазовья в новых экономических условиях / С. Н. Стрекозов, Н. А. Козарь, В. В. Груба // Сучасні економічні можливості розвитку та реалізації мінерально-сировинної бази України і Росії в умовах глобалізації ринку мінеральної сировини : зб. наук. пр. ІГН НАН України. – К., 2005. – С. 259–261.
- Черниенко Н. Н. Мазуровское месторождение редкометалльных нефелин-полевошпатовых руд – проблемы и перспективы освоения / Н. Н. Черниенко // Там же. – С. 280–286.
- Бойко В. С. Мазуровское редкометалльное месторождение в стратегии развития «ММК им. Ильича» / [В. С. Бойко, В. В. Климанчук, С. А. Крамаренко и др.]. // Благородные и редкие металлы. – Донецк : ДонНТУ, ООО «Норд Компьютер», 2003. – С. 233–235.
- Крамаренко С. А. Переработка пироксенового концентрата методом хлорирования / С. А. Крамаренко // Благородные и редкие металлы. – Донецк : ДонНТУ, ООО «Норд Компьютер», 2003. – С. 254–256.
- Ивашенко В. И. Хлорирование пироксено-цирконового концентрата / В. И. Ивашенко // Вопросы химии и химической технологии. Вып. 37. – Харьков : Вища школа, 1975. – С. 30–33.
- Прутков Д. В. Закономерности механизма взаимодействия магнетита со смесью хлора и оксида углерода и массоперенос в рассматриваемой системе / Прутков Д. В., Лупинос С. М., Рябухин Ю. М. // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 3–4 (76–77). – С. 110–116.
- Лупинос С. М. Разработка технологии получения хлормagneзита из природного карбоната магния / С. М. Лупинос, Д. В. Прутков, А. Н. Петрунько // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010, № 4 (262). – С. 98–102.
- Лупинос С. М. Исследование процессов хлорирования оксидного магнетитового сырья с использованием твердого восстановителя / Лупинос С. М. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. – № 2 (267). – С. 75–79.
- Lupinos S. M. Investigation of Mechanism and Kinetics of Magnesium Oxide Chlorination Based on the «Method of Separated Reagents» / S. M. Lupinos, D. V. Prutskov // Journal of Materials Science and Engineering A. – 2012. – Vol. 2. – № 3. – P. 367–371.
- Прутков Д. В. Исследование процесса хлорирования магнетита смесью хлора и оксида углерода на пилотной установке / Д. В. Прутков, С. М. Лупинос, Н. П. Криворучко // Металургія: наукові праці ЗДІА. – Запоріжжя: РВВ ЗДІА, 2010. – Вип. 21. – С. 33–43.
- Альтернативные источники сырья и технологии для компенсации потерь магния-восстановителя при производстве губчатого титана / [С. М. Лупинос, Д. В. Прутков, Н. П. Криворучко и др.] // Титан. – 2010. – № 4 (30). – С. 4–12.
- Prutskov D. Intensification of The Process for Magnesite Chlorination in Shaft Furnaces Using a Gaseous Reductant / D. Prutskov, S. Lupinos, A. Petrun'ko // Non-Ferrous Metals-2010. Proceedings of the II International Congress. – Krasnoyarsk, 2010. – P. 164–170.
- Лупинос С. М. Влияние состава расплава на кинетику процесса хлорирования карбоната магния смесью хлора и оксида углерода / С. М. Лупинос, Д. В. Прутков,

- Ю. А. Динник // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 3–4 (82–83). – С. 78–82.
19. Лупинос С. М. Исследование поведения примесей в процессе хлорирования магнезита / С. М. Лупинос // Металлургия : наукові праці ЗДІА. – Запоріжжя : РВВ ЗДІА, 2013, вип. 29. – С. 29–36.
20. Kennedy M. Chlorination of Magnesium Carbonate in a Stirred Tank Reactor / M. Kennedy, R. Harris // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2000. – Vol. 39. – № 3. – P. 269–280.
21. Парфенов О. Г. Проблемы современной металлургии титана / О. Г. Парфенов, Г. Л. Пашков // Новосибирск : изд-во СО РАН, 2008. – 279 с.
22. Парфенов О. Г. Особенности субхлоридной металлургии титана / Парфенов О. Г., Пашков Г. Л. // Известия ВУЗов. Цветная металлургия, 2009. – № 2. – С. 26–31.
23. Михалев А. Л. Безотходная переработка ильменитовых и титаномагнетитовых концентратов / А. Л. Михалев, О. Г. Парфенов // Химия в интересах устойчивого развития. – 2008. – Т. 16. – № 2. – С. 237–240.
24. Кухтецкий С. В. Численное моделирование течений реагирующих сред в приближении полного ЛТР / С. В. Кухтецкий, О. Г. Парфенов // Тез. докл. междунар. конф. по химической технологии, Москва, 17–23 июня 2007 г. – М. : ЛЕНАНД, 2007. – Т. 2. – С. 237–239.

Одержано 04.07.2013

Галецький Л.С., Чернієнко Н.Н., Венцев С.Д., Сидоренко С.А. Нові хлоридні технології та перспективи їх використання для переробки рідкометальних концентратів Мазурівського родовища

Розглянуто геологічну структуру та мінералогічний склад Мазурівського родовища нефелін-рідкіснометалевих руд і результати робіт, спрямованих на відновлення його розробки. Показано доцільність випробування сучасних технологій хлорування та відновлення для переробки рідкіснометалевих концентратів родовища.

Ключові слова: порода, циркон, пірохлор, ніобій, концентрат, технологія, швидкість хлорування, оксид вуглецю, субхлорид, високошвидкісна металургія.

Galetskyi L., Cherniyenko N., Ventsev S., Sidorenko S. Innovative chloride technologies and their potential implementation for processing of rare metal concentrates from Mazurovka deposit

Consideration has been given to the geological structure and mineralogical composition of elaeolite-rare metal ores from Mazurovskoye deposit, and to the results of works aimed at resuming of the deposit development. The expedience of assaying modern chlorination and reduction technologies for processing of the deposit rare metal concentrates has been shown.

Key words: rock, zircon, chalcocyanite, niobium, concentrate, technology, rate of chlorination, carbon oxide, subchloride, high-rate metallurgy.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 539.3

Канд. фіз.-мат. наук Н. М. Антоненко

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

МОДЕЛЮВАННЯ ДИСКОПОДІБНОЇ ЩІЛИНИ З НАПОВНЮВАЧЕМ НА МЕЖІ ПРУЖНОГО ШАРУ ТА ПРУЖНОГО ПІВПРОСТОРУ

Запропоновано спосіб розв'язання задачі про дископодібну щілину з наповнювачем на межі пружного шару та пружного півпростору. Для побудови інтегрального рівняння задачі використано інтегральне перетворення Ханкеля. Проаналізовано вплив наповнювача щілини та товщини шару на розподіл нормальних напружень на берегах щілини.

Ключові слова: дископодібна щілина, наповнювач, інтегральне перетворення Ханкеля, інтегральне рівняння.

Вступ

Визначення концентрації напружень в околі тріщин, щілин та включень в елементах конструкцій – один із найважливіших етапів дослідження інженерних об'єктів на міцність та довговічність. В більшості робіт, які присвячені міжфазним дефектам, розглядаються тріщини та включення розміщені на межах розподілу двох різнорідних півпросторів. Розв'язки таких задач про кругову тріщину знайдено в [1, 2] чисельно та аналітично в [3, 4]. Огляд робіт до 1990 року, присвячених круговим тріщинам, можна знайти в [5].

У даній роботі за допомогою інтегрального перетворення Ханкеля отримано розв'язок задачі про дископодібну щілину з наповнювачем на межі пружного шару та пружного півпростору. У рамках запропонованої в [6] моделі тріщини з наповнювачем вважаємо, що стрибки вертикальних переміщень точок берегів щілини пропорційні нормальним напруженням на її берегах. Розв'язок задачі про дископодібну щілину з наповнювачем на межі шару та абсолютно жорсткого півпростору та про дископодібну щілину з наповнювачем у півпросторі знайдено в [7]. У рамках моделі тріщини з наповнювачем виконано роботи [8, 9]. У статтях [8, 9] розв'язок задач базується на використанні методу комплексних потенціалів, а тріщини з наповнювачем містяться в площині або на межі розподілу півплощин.

Постановка задачі

Розглянемо пружний шар постійної товщини h , який лежить на пружному півпросторі. Деформація шару осесиметрична. Матеріали шару та півпростору вважатимемо невагомими однорідними ізотропними

та характеризуватимемо модулями зсуву μ_i і коефіцієнтами Пуассона ν_i ($i = 1, 2$). Усі величини, які належать до шару позначатимемо нижнім індексом 1, а до півпростору – 2. Якщо це не призводитиме до неоднозначності, то індекси опускатимемо. У шарі та півпросторі введемо локальні циліндричні системи координат $O\rho_i z_i$, так як показано на рис. 1.

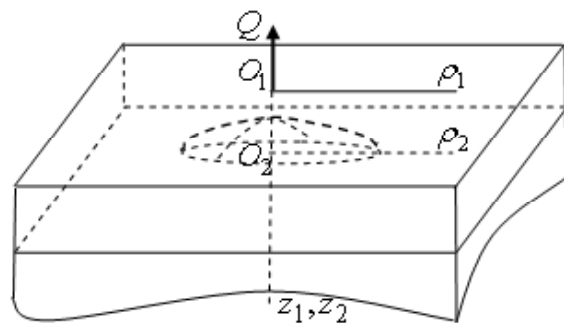


Рис. 1. Дископодібна щілина на межі пружного шару та пружного півпростору

На нижній межі шару при $\rho > a$ шар зчеплений з півпростором, а при $\rho \leq a$ маємо щілину, яка заповнена пружною клейкою речовиною. До верхньої межі шару прикладене нормальне зосереджене навантаження Q .

Граничні умови задачі:

$$\sigma_{z1}(\rho, 0) = Q\delta(\rho), \quad \tau_{\rho z1}(\rho, 0) = 0, \quad (1)$$

$$w_2(\rho, 0) - w_1(\rho, h) = \begin{cases} A(\rho), & \rho \leq a, \\ 0, & \rho > a, \end{cases} \quad (2)$$

$$u_2(\rho, 0) = u_1(\rho, h), \quad (3)$$

$$\sigma_{z2}(\rho, 0) = \sigma_{z1}(\rho, h), \quad \tau_{xz2}(\rho, 0) = \tau_{xz1}(\rho, h), \quad (4)$$

де $A(\rho) = \sqrt{a^2 - \rho^2} f(\rho)$.

У рамках моделі тріщини з наповнювачем вважати-
мемо, що

$$\sigma_{z1}(\rho, h) = cf(\rho), \quad \rho \leq a, \quad (5)$$

де c – інтегрований коефіцієнт, який характеризує на-
повнювач.

Із співвідношень (2) та (5) видно, що в ролі коефіці-
єнта пропорційності між стрибком вертикальних пере-
міщень на берегах щілини та нормальними напружен-
нями на її берегах виступає функція $\sqrt{a^2 - \rho^2} / c$. Не-
обхідно визначити нормальне напруження, стрибок
вертикальних переміщень на берегах щілини та КІН.

Уведемо безрозмірні величини $\tilde{h} = h/l$, $\tilde{a} = a/l$,
 $\tilde{\rho} = \rho/a$, $\tilde{z} = z/a$, $\tilde{\mu}_k = \mu_k/M$, $\tilde{u} = u_\rho/l$, $\tilde{w} = w/l$,
 $\tilde{\tau}_{\rho z k} = \tau_{\rho z k}/M$, $\tilde{\sigma}_{zk} = \sigma_{zk}/M$, $\tilde{c} = cM$, де l , M – ха-
рактерні величини ($[l] = \text{м}$, $[M] = \text{Па}$). Надалі тільки
опускатимемо. Усі міркування та розрахунки проводи-
тимемо з безрозмірними величинами.

Метод розв'язання

Для побудови інтегрального рівняння задачі скорис-
таємося інтегральним перетворенням Ханкеля:

$$\tilde{f}^m(p) = \int_0^\infty \rho f(\rho) J_m(p\rho) d\rho, \quad (6)$$

$$f(\rho) = \int_0^\infty p \tilde{f}^m(p) J_m(p\rho) dp, \quad (7)$$

де $J_m(x)$ – функція Бесселя m -го порядку, $p \in (0, \infty)$ –
параметр інтегрального перетворення.

У просторі трансформант Ханкеля напруження та
переміщення в точках шару можна представити у ви-
гляді лінійних комбінацій допоміжних функцій:
 $\alpha = \bar{\sigma}_z^0(p, 0)$, $\beta = \mu p \bar{w}^0(p, 0)$, $\gamma = \mu p \bar{u}^1(p, 0)$,
 $\delta = \bar{\tau}_{\rho z}^1(p, 0)$ [7]:

$$W(p, z) = \frac{1}{2\mu p} [((2 - \omega) \text{sh } pz - \omega pz \text{ ch } pz) \alpha + \\ + 2(-\omega pz \text{ sh } pz + \text{ch } pz) \beta + \\ + 2((1 - \omega) \text{sh } pz - \omega pz \text{ ch } pz) \gamma - \omega pz \text{ sh } pz \delta], \quad (8)$$

$$U(p, z) = \frac{1}{2\mu p} [\omega pz \text{ sh } pz \alpha + 2((1 - \omega) \text{sh } pz + \\ + \omega pz \text{ ch } pz) \beta + 2(\omega pz \text{ sh } pz + \text{ch } pz) \gamma + \\ + ((2 - \omega) \text{sh } pz + \omega pz \text{ ch } pz) \delta], \quad (9)$$

$$\bar{\tau}_{\rho z}(p, z) = (-(1 - \omega) \text{sh } pz + \omega pz \text{ ch } pz) \alpha + \\ + 2\omega pz \text{ sh } pz \beta + 2\omega (\text{sh } pz + pz \text{ ch } pz) \gamma + \\ + (\text{ch } pz + \omega pz \text{ sh } pz) \delta, \quad (10)$$

$$\bar{\sigma}_z(p, z) = (\text{ch } pz - \omega pz \text{ sh } pz) \alpha + \\ + 2\omega (\text{sh } pz - pz \text{ ch } pz) \beta - 2\omega pz \text{ sh } pz \gamma - \\ - ((1 - \omega) \text{sh } pz + \omega pz \text{ ch } pz) \delta, \quad (11)$$

де $\bar{\sigma}_z(p, 0) = \bar{\sigma}_z^0(p, 0)$, $\bar{\tau}_{\rho z}(p, 0) = \bar{\tau}_{\rho z}^1(p, 0)$,

$$W(p, 0) = \bar{w}^0(p, 0), \quad U(p, 0) = \bar{u}^1(p, 0).$$

Застосуємо пряме перетворення Ханкеля (6) до
умов (1)–(4):

$$\bar{\sigma}_z^0(p, 0) = \frac{Q}{2\pi}, \quad \bar{\tau}_{\rho z}^1(p, 0) = 0,$$

$$\bar{w}_2^0(p, 0) - \bar{w}_1^0(p, h) = M(p), \quad \bar{u}_2^1(p, 0) = \bar{u}_1^1(p, h),$$

$$\bar{\sigma}_{z2}^0(p, 0) = \bar{\sigma}_{z1}^0(p, h), \quad \bar{\tau}_{xz2}^1(p, 0) = \bar{\tau}_{xz1}^1(p, h), \quad (12)$$

$$\text{де } M(p) = \int_0^a r A(r) J_0(pr) dr.$$

Із врахуванням формул (8)–(11) та співвідношень,
які пов'язують допоміжні функції пружного півпрос-
тору [7]

$$\begin{pmatrix} \beta_2 \\ \gamma_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -\frac{1}{2\omega_2} & \frac{1-\omega_2}{2\omega_2} \\ \frac{1-\omega_2}{2\omega_2} & -\frac{1}{2\omega_2} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \alpha_2 \\ \delta_2 \end{pmatrix}.$$

із співвідношень (12) виражаємо допоміжні функції
 $\beta_1(p)$ та $\gamma_1(p)$. Підставляємо отримані вирази для вка-
заних функцій у співвідношення, яке пов'язує оригіна-
ли та трансформанти нормальних напружень у точках
нижньої межі шару. Інтегральне представлення для нор-
мальних напружень набуває вигляду:

$$\sigma_{z1}(\rho, h) = G(\rho) + g(\rho), \quad \forall \rho > 0, \quad (13)$$

$$\text{де } G(\rho) = T \int_0^{+\infty} \frac{p^2 f_1(p) M(p)}{D(p)} J_0(p\rho) dp,$$

$$g(\rho) = \frac{Q}{2\pi} \int_0^{+\infty} \frac{pf_2(p)}{D(p)} J_0(p\rho) dp, \quad T = 2\mu_1\omega_1,$$

$$p_1 = p h, \quad \Delta = \mu_1/\mu_2,$$

$$f_1(p) = t_1 + t_2(p) e^{-2p_1} + t_3 e^{-4p_1},$$

$$D(p) = k_1 + k_2(p) e^{-2p_1} + k_3 e^{-4p_1},$$

$$f_2(p) = l_1(p) e^{-p_1} + l_2(p) e^{-3p_1},$$

$$l_1(p) = 2(-\Delta\omega_1 - \omega_2 + \omega_1(\Delta\omega_2 - \omega_2 - 2\Delta)p_1),$$

$$l_2(p) = 2(\Delta\omega_1 - \omega_2 + \omega_1\omega_2(1 - \Delta)p_1)$$

$$t_1 = \Delta\omega_1 + \omega_2,$$

$$t_2(p) = -2(\Delta\omega_1 + 2\omega_2 p_1 + 2\Delta\omega_1 p_1^2),$$

$$t_3 = \Delta\omega_1 - \omega_2,$$

$$k_1 = \omega_1(2\Delta(\omega_2 + (1 - \Delta)\omega_1 - 2) + (\Delta - 1)^2\omega_1\omega_2 - 2\omega_2),$$

$$k_2(p) = 2(2\Delta^2\omega_1^2 - 2\Delta\omega_1^2 + 2\Delta\omega_1^2\omega_2 - 2\Delta\omega_1\omega_2 + 2\Delta\omega_1 - \Delta^2\omega_1^2\omega_2 - \omega_1^2\omega_2 + 2\omega_1\omega_2 - 2\omega_2 - 2\omega_1^2 p_1^2(\Delta^2\omega_2 + \omega_2 + 2\Delta - 2\Delta^2 - 2\Delta\omega_2)),$$

$$k_3 = \omega_1(2\Delta\omega_2 - 2\Delta\omega_1\omega_2 + 2\Delta\omega_1 + \Delta^2\omega_1\omega_2 - 2\omega_2 + \omega_1\omega_2 - 2\Delta^2\omega_1).$$

Замінімо функцію $M(p)$ у виразі (13) її інтегральним представленням із співвідношень (2) та змінимо порядок інтегрування (вважаємо цю операцію допустимою), одержимо:

$$\sigma_{z1}(\rho, h) = K \int_0^a r A(r) [L(r, \rho) + W_{00}^2(r, \rho)] dr + g(\rho),$$

$$\forall \rho > 0, \quad (14)$$

$$\text{де } K = \frac{t_1 T}{k_1}, \quad W_{00}^2(r, \rho) = \int_0^\infty p^2 J_0(p\rho) J_0(pr) dp,$$

$$L(r, \rho) = \int_0^\infty p^2 R(p) J_0(p\rho) J_0(pr) dp,$$

$$R(p) = \frac{1}{t_1} \frac{(t_2(p)k_1 - t_1k_2(p))e^{-2p_1} + (t_3k_1 - t_1k_3)e^{-4p_1}}{D(p)}.$$

При побудові співвідношення (14) була використана властивість $\lim_{p \rightarrow \infty} \frac{f_1(p)}{D(p)} = \frac{t_1}{k_1}$.

Із співвідношень (5) та (14) отримуємо інтегральне рівняння задачі:

$$cf(\rho) - K \int_0^a r \sqrt{a^2 - r^2} f(r) [L(r, \rho) + W_{00}^2(r, \rho)] dr = g(\rho),$$

$$\rho \leq a. \quad (15)$$

Для випадку щілини береги якої вільні від навантажень, інтегральне рівняння має вигляд:

$$K \int_0^a r \sqrt{a^2 - r^2} f(r) [L(r, \rho) + W_{00}^2(r, \rho)] dr = -g(\rho)$$

$$\rho \leq a. \quad (16)$$

Зазначимо, що при $\mu_2 \rightarrow \infty$ інтегральне рівняння (16) збігається із отриманим в [7].

У змінних $s = \frac{r}{a}$, $t = \frac{\rho}{a}$ інтегральні рівняння (15) та (16) набувають вигляду:

$$cF(t) - \kappa \int_0^1 s \sqrt{1 - s^2} F(s) [L_1(s, t) + W_{00}^2(s, t)] ds = g_1(t)$$

$$t \leq 1; \quad (17)$$

$$K \int_0^1 s \sqrt{1 - s^2} F(s) [L_1(s, t) + W_{00}^2(s, t)] ds = -g_1(t),$$

$$t \leq 1,$$

$$\text{де } \kappa = \frac{T t_1}{k_1}, \quad W_{00}^2(as, at) = \frac{W_{00}^2(s, t)}{a^3}, \quad F(t) = f(at),$$

$$g_1(t) = g(at), \quad L_1(s, t) = a^3 L(as, at).$$

Наближений розв'язок рівняння (17) шукатимемо у вигляді лінійної комбінації поліномів Якобі:

$$F(t) = \sum_{i=0}^n m_i P_i^{0, \frac{1}{2}}(1 - 2t^2),$$

$$\text{де } P_i^{0, \frac{1}{2}}(1 - 2t^2) \text{ — поліноми Якобі.}$$

Щоб знайти невідомі коефіцієнти m_i представляємо праву та ліву частини рівняння (17) у вигляді лінійних

комбінацій поліномів Якобі $P_i^{0, \frac{1}{2}}(1 - 2t^2)$ та прирівнюємо коефіцієнти, при поліномах однакового порядку. Кількість членів у лінійних комбінаціях обираємо за умови, що шукана функція обчислена на k -му та $k+1$ -му кроках відрізняється від деякої наперед заданої величини.

На основі асимптотичних оцінок поведінки нормальних напружень при підході до берегів щілини із зовнішнього боку, отримана формула для обчислення КІН:

$$K_I = -2\pi K \sqrt{a} \sum_{i=0}^n \frac{m_i (-1)^i \Gamma\left(\frac{3}{2} - i\right)}{i! \Gamma\left(-\frac{1}{2} - i\right) \Gamma\left(\frac{3}{2} + i\right)}$$

$$K_I = -2\pi K \sqrt{a} \sum_{i=0}^n \frac{m_i (-1)^i \Gamma\left(\frac{3}{2} - i\right)}{i! \Gamma\left(-\frac{1}{2} - i\right) \Gamma\left(\frac{3}{2} + i\right)}$$

У [10] запропонованим способом знайдено розв'язок задачі про дископодібну щілину без наповнювача на межі пружного шару та пружного півпростору, до берегів якої прикладені нормальні симетричні рівномірно розподілені навантаження. Одержані результати збігаються із наведеними в [5, 11].

Числові результати

Числові результати наведено для щілини з наповнювачем радіуса $a = 1$. До верхньої межі шару прикладене нормальне зосереджене навантаження величини $Q = 1$. Якщо на рисунках немає додаткових позначень, то вважалось, що $\mu_1 = \mu_2 = 1$, $\nu_1 = \nu_2 = 0,3$, $c = 1$, $h = 1$. Нижче наведені графіки, які ілюструють вплив коефіцієнта c та товщини шару h на розподіл нормальних напружень $\sigma_{z1}(\rho, h)$ на берегах щілини (рис. 2, 3).

Із аналізу результатів, наведених на рисунках видно, що збільшення коефіцієнта c призводить до збільшення нормальних напружень на берегах щілини, а збільшення товщини шару h призводить до зменшення нормальних напружень на берегах щілини.

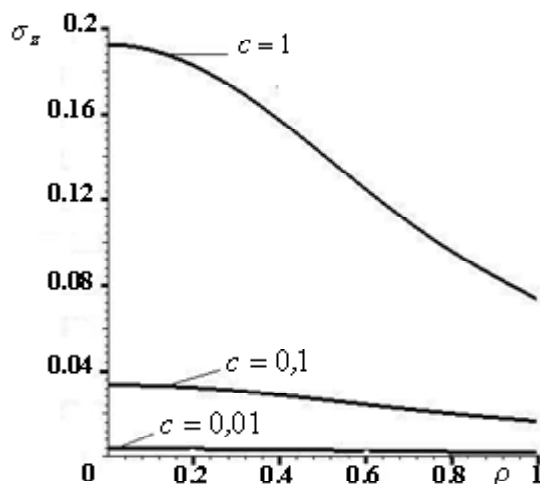


Рис. 2. Вплив наповнювача на розподіл нормальних напружень на берегах щілини

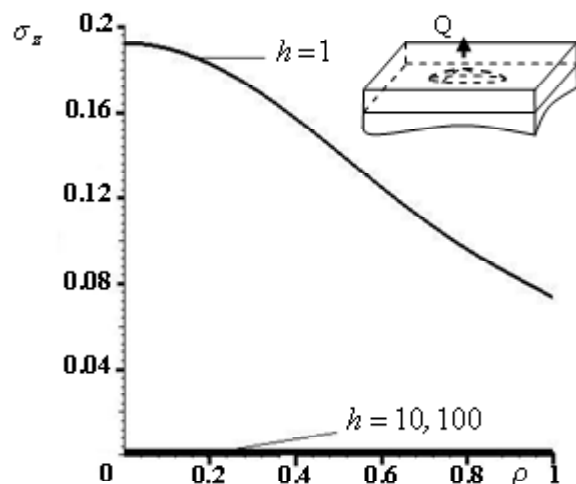


Рис. 3. Вплив товщини шару на розподіл нормальних напружень на берегах щілини

Висновки

За допомогою інтегрального перетворення Ханкеля побудовано інтегральне рівняння задачі про дископодібну щілину на межі пружного шару та пружного півпростору. Для отриманого рівняння запропоновано спосіб розв'язання, який базується на властивостях ортогональних поліномів. Аналіз чисельних розрахунків показав, що збільшення товщини шару призводить до зменшення нормальних напружень на берегах щілини, а збільшення коефіцієнта, який характеризує наповнювач, – до їх збільшення. Отримані результати узгоджуються із наведеними в літературі та не суперечать фізичному сенсу.

Список літератури

1. Martin-Moran C. J. The penny-shaped interface crack with heat flow. Part 1: Perfect contact / C. J. Martin-Moran, J. R. Barber, M. Comninou // J. of Applied Mechanics. – 1983. – Vol. 50, № 1. – P. 29–36.
2. Barber J. R. The penny-shaped interface crack with heat flow. Part 2: Imperfect contact / J. R. Barber, M. Comninou // J. of Applied Mechanics. – 1983. – Vol. 50, N 4. – P. 770–776.
3. Острик В. І. Осесиметрична контактна задача для міжфазної тріщини / В. І. Острик, А. Ф. Улітко // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2004. – Т. 40, № 1. – С. 21–26.
4. Острик В. І. Кругова міжфазна тріщина за умови фрикційного контакту поверхонь / В. І. Острик, А. Ф. Улітко // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2004. – Т. 47, № 1. – С. 84–94.
5. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений : в 2-х т. / под. ред. Ю. Мураками. – М. : Мир, 1990. – Т. 1. – 453 с.
6. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения / Г. П. Черепанов. – М. : Наука, 1974. – 640 с.
7. Антоненко Н. М. Дископодібна щілина на межі шару та півпростору / Н. М. Антоненко, І. Г. Величко // Динамические системы : межвед. научн. сб. – 2010. – Вып. 28. – С. 11–22.

8. Силованюк В. П. Деформація та руйнування матеріалів біля включень під статичним навантаженням / В. В. Силованюк, Р. Я. Юхим // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – № 6. – С. 31–35.
9. Юхим Р. Міцність пружно-пластичних тіл із періодичними системами паралельних та колінеарних включень / Р. Юхим, П. Горбач // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 2010. – Т. 15, № 2. – С. 67–72.
10. Антоненко Н. М. Моделирование дископодобной щели в композиті шар-півпростір / Н. М. Антоненко // Сучасні проблеми фізики, хімії та біології. «ФізХімБіо – 2012»: матеріали I міжнар. наук.-техн. конф., Севастополь, 28–30 листопада 2012 р. – Севастополь: СевНТУ, 2012. – С. 41–43.
11. Слепян Л. И. Механика трещин / Л. И. Слепян. – Ленинград: Судостроение, 1981. – 295 с.

Одержано 04.03.2013

Антоненко Н.М. Моделирование дискообразной щели на границе упругого слоя и упругого полупространства

Предложен способ решения задачи о дискообразной щели с наполнителем на границе упругого слоя и упругого полупространства. Для построения интегрального уравнения задачи использовано интегральное преобразование Ханкеля. Проанализировано влияние наполнителя щели и толщины слоя на распределение нормальных напряжений на ее берегах.

Ключевые слова: дискообразная щель, наполнитель, интегральное преобразование Ханкеля, интегральное уравнение.

Antonenko N. Modeling of a penny-shaped crack with filler between an elastic layer and an elastic semi-space

The problem of a penny-shaped crack with filler between an elastic layer and an elastic semi-space is solved. The integral Hankel transforms has been used. The influence of filler and thickness of layer on the distribution of normal stresses on the edge of the crack has been researched.

Key words: penny-shaped crack, filler, method of Hankel integral transformation, integral equation.

УДК 536.21

М. Г. Олененко, канд. физ.-мат. наук И. Г. Величко

Национальный технический университет, г. Запорожье

АНАЛИТИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ О СТАЦИОНАРНОМ РАСПРЕДЕЛЕНИИ ТЕПЛА В АНИЗОТРОПНОЙ МНОГОСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЕ

Решается двумерная задача о стационарном распределении тепла в анизотропной пластине, состоящей из произвольного конечного числа спаянных параллельных полос. На одной границе задана температура или поток, на другой поддерживается нулевая температура. Решение получено в виде интегралов Фурье. Приведен пример расчета для двухслойной пластины.

Ключевые слова: многослойная анизотропная пластина, температура, тепловой поток, преобразование Фурье, функции податливости.

Введение

В связи с возрастанием технологических требований к материалам, используемым в различных сферах жизни, возникает необходимость разработки математических моделей, описывающих деформацию материалов под действием силовых, температурных, электрических и магнитных полей. Одной из простейших моделей такого типа является несвязная термоупругость.

В этом случае первым этапом решения задач является расчет тепловых полей. Таким задачам для одно-

родных изотропных тел посвящены классические монографии таких авторов, как: В. З. Партон, П. И. Перлин, А. Д. Коваленко, В. Новацкий [1–3]. Для многослойных тел, в связи с трудностями удовлетворения условий на границах сред, авторы, как правило, ограничиваются не более чем двухслойными средами. Исследованию существенно многослойных сред посвящены работы [4, 5]. Для многослойных анизотропных тел аналогичное решение задач термоупругости является открытым вопросом.

Для задач термоупругости изотропных многослойных сред одним из эффективных методов аналитического решения является метод функций податливости [6], который является развитием метода начальных функций Власова [7], и изначально разрабатывался для решения задач упругости многослойных изотропных тел. Использование функций податливости для решения задач о распространении тепла в многослойных изотропных пластинах описано в работе [5]. В данной работе результаты статьи [5] перенесены на случай пластины с анизотропными слоями.

Постановка задачи

Рассмотрим анизотропную пластину, состоящую из n бесконечных параллельных полос, материал каждой из которых является анизотропным, причем одна из осей анизотропии параллельна границам полос, а вторая перпендикулярна. Полосы будем нумеровать сверху вниз, начиная с единицы. В каждом слое введем локальную прямоугольную декартову систему координат, как показано на рисунке 1. Каждая полоса с номером i характеризуется высотой h_i и коэффициентами теплопроводности K_{ix} , K_{iz} и коэффициентами температуропроводности λ_{ix} , λ_{iz} , которые связаны между собой соотношениями [8]: $\lambda_{im} = -\frac{K_{im}}{c_p \rho}$, $m = x, z$, где

c_{p_i} – изобарная удельная теплоемкость, ρ_i – плотность. В дальнейшем также будем использовать характеристику $K_i = \sqrt{K_{ix} K_{iz}}$. На верхней границе пластины известна температура. На нижней границе пластины поддерживается нулевая температура. Ставится задача описать установившееся тепловое поле.

Распределение температур в i -й полосе описывается функцией $T_i(x, z)$.

Математически решение задачи сводится к решению уравнения:

$$\lambda_{ix} \frac{\partial^2 T_i}{\partial x^2} + \lambda_{iz} \frac{\partial^2 T_i}{\partial z^2} = 0 \quad (1)$$

на каждой из полос. На общей границе полос выполняются условия равенств температур и равенств потоков (закон Фурье) [9]:

$$T_i(x, h_i) = T_{i+1}(x, 0),$$

$$K_{iz} \frac{\partial T_i}{\partial z}(x, h_i) = K_{(i+1)z} \frac{\partial T_{i+1}}{\partial z}(x, 0). \quad (2)$$

Граничные условия задачи:

$$T_1(x, 0) = f(x), \quad T_n(x, h_n) = 0, \quad (3)$$

где $f(x)$ – заданная функция.

Метод решения

Задача решается с помощью интегрального преобразования Фурье по переменной x . Предполагается, что все функции, входящие в уравнения, удовлетворяют условиям существования преобразования. В пространстве трансформант уравнение (1) принимает вид:

$$-\tau_i^2 p^2 \bar{T}_i(\zeta, z) + \bar{T}_i''(\zeta, z) = 0, \quad (4)$$

где штрих означает дифференцирование по переменной z , а $p = |\zeta|$, ζ – параметр интегрального преобразования, $\tau_i^2 = \frac{\lambda_{ix}}{\lambda_{iz}} = \frac{K_{ix}}{c_p \rho} : \frac{K_{iz}}{c_p \rho} = \frac{K_{ix}}{K_{iz}}$, $\tau_i > 0$.

Общее решение уравнения (4):

$$\bar{T}_i = C_{1i}(\zeta) \operatorname{ch} \tau_i p z + C_{2i}(\zeta) \operatorname{sh} \tau_i p z. \quad (5)$$

Введем вспомогательные функции для каждой полосы, связанные с трансформантами функций, описывающих температуру и поток на верхней границе полосы:

$$\eta_i(\zeta) = \bar{T}_i(\zeta, 0), \quad \varepsilon_i(\zeta) = \frac{1}{\tau_i p} \bar{T}_i'(\zeta, 0). \quad (6)$$

Подставляя (5) в (6), находим, что $C_{1i} = \eta_i$, $C_{2i} = \varepsilon_i$. Таким образом:

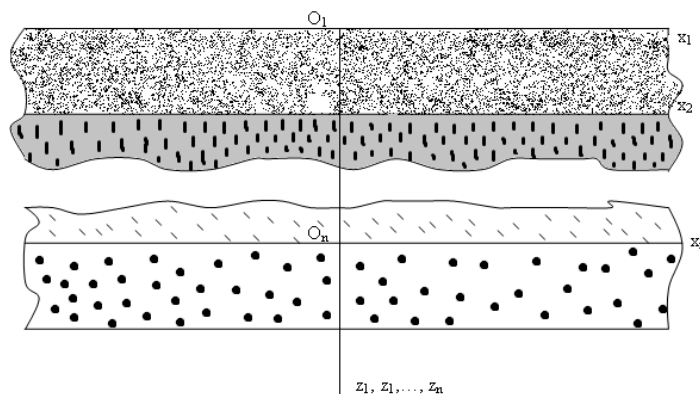


Рис. 1. Многослойная пластина

$$\bar{T}_i(\zeta, z_i) = \eta_i(\zeta)ch\tau_i pz + \varepsilon_i(\zeta)sh\tau_i pz, \quad i = 1, \dots, n.$$

Это означает, что для нахождения температуры в точках i -й полосы, достаточно определить вспомогательные функции этой полосы.

Условия (2) в пространстве трансформант обращаются в следующие:

$$\bar{T}_i(\zeta, h_i) = \bar{T}_{i+1}(\zeta, 0), \quad K_{iz} \bar{T}_i'(\zeta, h_i) = K_{(i+1)z} \bar{T}_{i+1}'(\zeta, 0).$$

Отсюда получаем зависимость между вспомогательными функциями соседних полос:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{i+1}(\zeta) &= \frac{1}{\tau_{i+1}p} \bar{T}_{i+1}'(\zeta, 0) = \frac{K_{iz}}{K_{(i+1)z}} \frac{1}{\tau_{i+1}p} \bar{T}_i'(\zeta, h_i) = \\ &= \frac{K_{iz}}{K_{(i+1)z}} \frac{1}{\tau_{i+1}p} (\tau_i p \eta_i shp_i + \tau_i p \varepsilon_i chp_i) = \\ &= \frac{K_{iz}}{K_{(i+1)z}} \frac{\tau_i}{\tau_{i+1}} (\eta_i shp_i + \varepsilon_i chp_i) = \\ &= \frac{K_i}{K_{i+1}} (\eta_i shp_i + \varepsilon_i chp_i), \end{aligned}$$

$$\eta_{i+1}(\zeta) = \bar{T}_{i+1}(\zeta, 0) = \bar{T}_i(\zeta, h_i) = \eta_i chp_i + \varepsilon_i shp_i. \quad (8)$$

Здесь и далее $p_i = \tau_i p h_i$.

Таким образом, нам для решения задачи достаточно знать вспомогательные функции только первой полосы. Остальные вспомогательные функции определяются по рекуррентным соотношениям (8). Одну из вспомогательных функций можно определить непосредственно из граничных условий. Опишем способ получения второй из этих функций. Согласно (3):

$$\bar{T}_n(\zeta, h_n) = \eta_n chp_n + \varepsilon_n shp_n = 0.$$

Отсюда

$$\begin{aligned} \eta_n &= -\varepsilon_n thp_n, \\ \varepsilon_n &= -\eta_n cthp_n. \end{aligned} \quad (9)$$

Как видим, вспомогательные функции n -й полосы являются линейно зависимыми. Аналогично [5] можно показать, что это остается верным для любого слоя, т. е. для любого $i = \overline{1, n}$ имеет место формула:

$$\eta_i = -d_i \varepsilon_i. \quad (10)$$

Функцию $d_i(\zeta)$ будем называть функцией термодатливости i -й полосы (по аналогии с [5]). Получим рекуррентные формулы для вычисления функции $d_i(\zeta)$. Введем обозначения: $shp_i = S_i$, $chp_i = C_i$. Тогда из (8)

$$\eta_{i+1} = \eta_i C_i + \varepsilon_i S_i = -d_i \varepsilon_i C_i + \varepsilon_i S_i = \varepsilon_i (-d_i C_i + S_i).$$

С другой стороны

$$\begin{aligned} \eta_{i+1} &= -d_{i+1} \varepsilon_{i+1} = -d_{i+1} \Delta_i (\eta_i S_i + \varepsilon_i C_i) = \\ &= -d_{i+1} \Delta_i (-d_i \varepsilon_i S_i + \varepsilon_i C_i) = -d_{i+1} \Delta_i \varepsilon_i (-d_i S_i + C_i). \end{aligned}$$

$$\text{Здесь } \Delta_i = \frac{K_{iz}}{K_{(i+1)z}} \frac{\tau_i}{\tau_{i+1}}.$$

Поскольку это равенство имеет место для всех $\varepsilon_n(\zeta)$, то, делаем вывод, что:

$$-d_i C_i + S_i = -d_{i+1} \Delta_i (-d_i S_i + C_i),$$

откуда получим рекуррентные формулы для определения функции d_i

$$d_i = \frac{S_i + C_i d_{i+1} \Delta_i}{C_i + S_i d_{i+1} \Delta_i}. \quad (11)$$

Сравнивая (10) и (9), найдем, что для нижнего слоя

$$d_n = thp_n. \quad (12)$$

Методом математической индукции легко показать, что все функции являются четными по ζ , то есть $d_i = d_i(p)$.

Функции податливости зависят только от толщин полос и коэффициентов теплопроводности полос. Все они могут быть вычислены, начиная с той, которая относится к нижней полосе, и, заканчивая функцией d_1 . Зная одну из вспомогательных функций первой полосы, и функцию податливости первой полосы, можно найти вторую вспомогательную функцию первой полосы. Зная пару вспомогательных функций первой полосы, мы можем, как отмечалось выше, найти решение исходной задачи.

В случае, когда величины K_i для всех слоев совпадают (при этом K_{iz} могут отличаться), будем иметь $\tau_i = 1$ для любого i и полученные формулы для функций податливости совпадают с известными формулами для изотропного случая [5].

Функциями d_i удобно пользоваться, если на верхней границе задан поток. Если же на верхней границе задана температура, то удобнее ввести функции $r_i = \frac{1}{d_i}$. Перечислим свойства функции r_i (они легко получаются из аналогичных свойств функций d_i):

$$\varepsilon_i = -r_i \eta_i, \quad (13)$$

$$r_i = \frac{r_{i+1} C_i + \Delta_i S_i}{r_{i+1} S_i + \Delta_i C_i}, \quad (14)$$

$$r_n = cthp_n. \quad (15)$$

Числовой пример

В качестве примера рассмотрим пластину, состоящую из двух полос. Получим явные формулы для $\bar{T}_1(\zeta)$ и $\bar{T}_2(\zeta)$, используя соотношения, полученные ранее

$$\begin{aligned} \bar{T}_1(\zeta) &= \eta_1(ch\tau_1 p\zeta - r_1 sh\tau_1 p\zeta) = \\ &= \bar{f}(\zeta) \left(ch\tau_1 p\zeta - \frac{C_1 C_2 + \Delta_1 S_1 S_2}{C_2 S_1 + \Delta_1 C_1 S_2} sh\tau_1 p\zeta \right), \quad (16) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \bar{T}_2(\zeta) &= \eta_2(ch\tau_2 p\zeta - r_2 sh\tau_2 p\zeta) = \\ &= \bar{f}(\zeta) \left(C_1 - \frac{C_1 C_2 + \Delta_1 S_1 S_2}{C_2 S_1 + \Delta_1 C_1 S_2} S_1 \right) \left(ch\tau_2 p\zeta - \frac{C_2}{S_2} sh\tau_2 p\zeta \right). \quad (17) \end{aligned}$$

Пусть пластина, состоящая из двух полос одинаковой толщины $h = 1$, имеющих коэффициенты теплопроводности K_{1x} , K_{2x} , K_{1z} , K_{2z} . Обозначив K_{1x} через K , построим графики распределения температур в первом и втором слоях при следующих коэффициен-

тах для анизотропных слоев:

	K_{1x}	K_{1y}	K_{2x}	K_{2y}
a	K	$3K$	K	$3K$
b	$3K$	K	$3K$	K
c	K	$3K$	$3K$	K
d	$3K$	K	K	$3K$

В том случае, когда температура на верхней границе описывается формулой:

$$f(x) = \begin{cases} 1 - |x|, & |x| < 1, \\ 0, & |x| > 1, \end{cases}$$

получим следующие результаты:

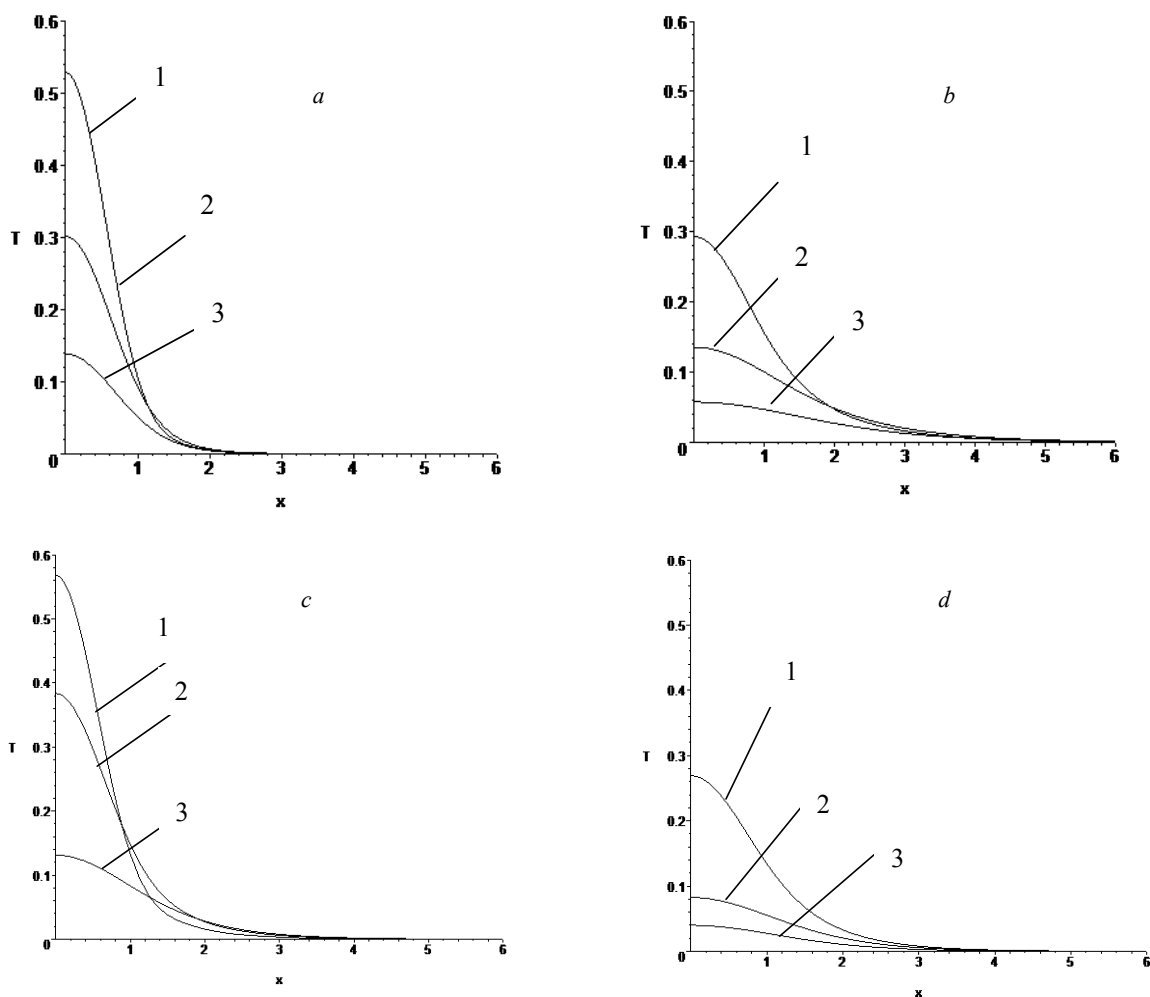


Рис. 2. Распространение тепла в первом (a, b) и во втором слоях пластины (c, d) при смене ориентации осей анизотропии

Из графиков видно, что смена направления анизотропии в первом слое намного более существенно влияет на распределение температуры в теле, чем смена во втором слое. Как и следовало ожидать, изменение параметров анизотропии приводит к существенному изменению температурных полей. Этот эффект наиболее заметен вблизи общей границы слоев.

Общие выводы

В данной статье была рассмотрена двумерная задача о стационарном распределении тепла в анизотропном теле, состоящем из произвольного конечного числа спаянных неограниченных в плане, параллельных полос. Метод функций податливости, который применялся ранее только для изотропных сред, распространен на случай анизотропной пластины. Для вычисления температуры в каждом из слоев тела получены общие формулы в виде интегралов Фурье. Приведены примеры расчета, показывающие влияние изменения коэффициентов анизотропии на распределение температуры в двухслойной пластине. Планируется обобщить полученный результат на трехмерный случай.

Список литературы

1. Партон В. З. Методы математической теории упругости / В. Партон, П. Перлин. – М. : Наука, 1981. – 688 с.

2. Коваленко А. Д. Основы термоупругости / Анатолий Дмитриевич Коваленко. – К. : Наукова думка, 1970. – 309 с.
3. Новацкий В. Динамические задачи термоупругости / Витольд Новацкий. – М. : Мир, 1970. – 256 с.
4. Величко И. Г. Стационарная задача о распределении температуры в многофазной пластинке / И. Г. Величко, И. Г. Ткаченко // Вісник ЗДУ. Фізико-математичні науки. Біологічні науки – 2004. – № 1. – С. 16–20.
5. Новые направления получения аналитических решений краевых задач тепломассопереноса и термоупругости для многослойных конструкций [Электронный ресурс] / [В. А. Кудинов, Б. В. Аверин, А. Б. Ремезенцев и др.]. – Режим доступа: <http://relay.itmo.by/jepeter/MIF4/volume3/230.PDF>
6. Вигдерович И. Э. Об использовании метода функций податливости при решении граничных задач для многослойных оснований сложной структуры / И. Э. Вигдерович, В. Д. Ламзюк, А. К. Приварников // Докл. АН УССР. – 1979. – С. 434–438.
7. Власов В. В. Метод начальных функций в задачах теории упругости и строительной механики / Владимир Васильевич Власов. – М. : Стройиздат, 1975. – 223 с.
8. Исаченко В.П. Теплопередача / В. Исаченко, В. Осипова, А. Сукомел. – М. : Энергия, 1975. – 488 с.
9. Снеддон И. Преобразование Фурье / И. Снеддон. – М. : Издательство иностранной литературы, 1955. – 668 с.

Одержано 26.02.2013

Олененко М.Г., Величко І.Г. Аналітичний розв'язок задачі про стаціонарний розподіл тепла в анізотропній багатошаровій пластині

Розв'язується двовимірною задачею про стаціонарний розподіл тепла в анізотропній пластині, що складається з довільного числа спаяних паралельних смуг. На одній границі задано температуру або потік, на іншій підтримується нульова температура. Розв'язок отримано у вигляді інтегралів Фур'є. Наведено приклад розрахунку для двошарової пластини.

Ключові слова: багатошарова анізотропна пластина, температура, тепловий потік, перетворення Фур'є, функція податливості.

Olenenko M., Velichko I. Analytical solution of a problem of the stationary distribution of heat in anisotropic multilayer plates

A problem of the stationary distribution of heat in anisotropic multilayer plates, which consists of random number of welded parallel stripes, is solved in the article. There is a given temperature or a flow on the one border and a zero temperature on the other. The solution has been got in the form of Foureu's integral. An example of calculation for the double-layer plate is given.

Key words: multilayer anisotropic plate, temperature, thermal flow, Foureu's transformation, compliance function.

УДК 539.3

О. А. Ищенко

Таврийский государственный агротехнологический университет, г. Мелитополь

КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ШТАМПОВ ДЛЯ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ

Описан новый подход к исследованию контактного взаимодействия элементов разделительных штампов. Исследовано контактное взаимодействие нижних базовых плит, пакета и подштамповой плиты пресса.

Ключевые слова: контактное взаимодействие, напряженно-деформированное состояние, штамп для разделительных операций, нижняя базовая плита, метод конечных элементов.

Введение

Во многих работах [1–10] для исследования напряженно-деформированного состояния (НДС) элементов разделительных штампов предложены различные подходы, разработаны расчетные и математические модели, а также созданы соответствующие программно-модельные комплексы и получены отдельные результаты расчетов НДС пуансон, матриц, пуансон-матриц, базовых плит, съемников, колонок и т.п. При этом расчетные схемы элементов исследованных штампов строятся в основном на основе выделения отдельных деталей штампов (а действие остальных заменяется соответствующими граничными условиями и усилиями нагружения). В то же время в некоторых работах используются расчетные схемы и математические модели, предусматривающие анализ НДС с учетом контактного взаимодействия элементов штампов друг с другом, с деталями пресса и листового материала (заготовки). Однако достаточно полная, сбалансированная по адекватности, точности и требованиям к вычислительным ресурсам модели разделительного штампа с учетом множества конструктивных и технологических параметров в настоящее время отсутствует. В свою очередь это заставляет обратиться к формированию расчетных, математических и численных моделей элементов штампов, компромиссных с точки зрения упомянутых факторов.

В частности, в работах [6, 7, 9] описаны подходы к формированию моделей отдельных сегментов разделительных штампов на примере базовых плит, на которые действуют усилия штамповки, передаваемые от сменного пакета. Кроме того, нижние базовые плиты опираются на подштамповые плиты пресса. Таким образом, получаем достаточно сложную подсистему, которая дает возможность моделировать контактное взаимодействие и НДС базовых плит разделительных штампов.

С использованием разработанных в [6, 7, 9] моделей в данной работе ставится цель исследовать влияние варьирования конструктивных параметров на прочностные и жесткостные характеристики нижних базовых плит разделительных штампов.

Материалы и методика исследований

Следуя работам [1, 3], из всего разнообразия разноуровневых подсистем технологической системы штамповки выделим подсистему «сменный пакет – нижняя базовая плита – подштамповая плита пресса» (рис. 1).

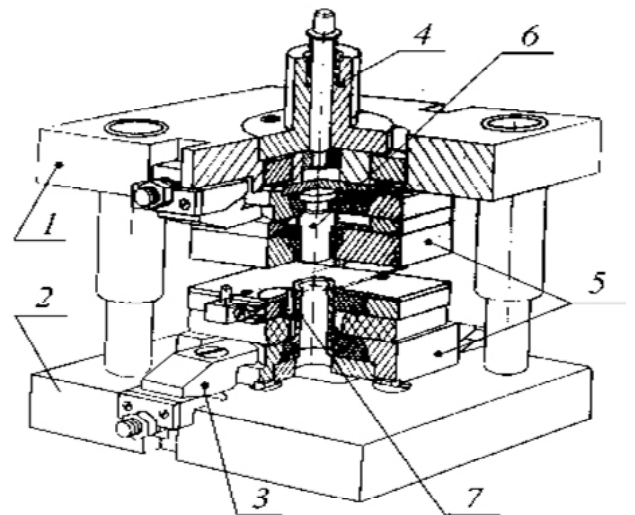


Рис. 1. Взаимодействие элементов разделительных штампов на примере конструкции УСПШ совмещенного действия:

1 – верхняя базовая плита; 2 – нижняя базовая плита;

3 – прихваты; 4 – хвостовик; 5 – пакет; 6 – пуансон;

7 – матрица

В данной подсистеме учитывается контактное взаимодействие в сопряжениях «сменный пакет – нижняя базовая плита» и «нижняя базовая плита – подштамповая плита пресса». В силу симметрии рассматривается j конструкции (рис. 2). Усилие штамповки задавалось как $P_{шт} = 10^5$ Н. Размеры нижней базовой плиты штампа 300×300 мм. Высота пакета – 100 мм. Толщина плиты H варьировалась в диапазоне $15 \div 90$ мм, а диаметр провального отверстия – 160–360 мм.

В среде ANSYS Workbench была построена конечно-элементная модель исследуемого объекта, содержащая около 850 тыс. степеней свободы (рис. 3).

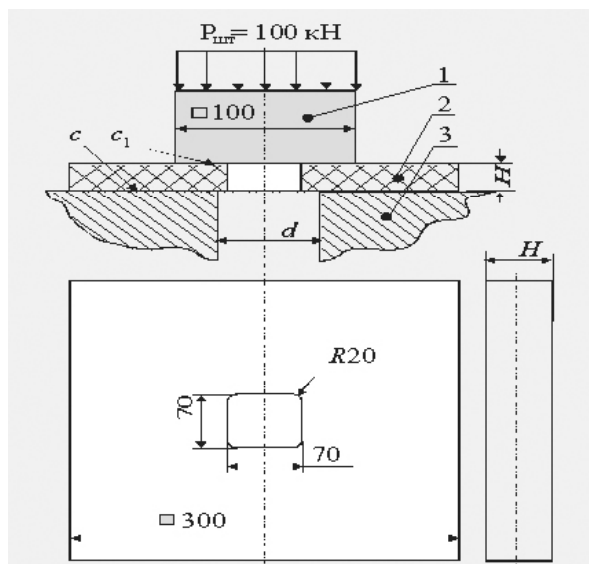


Рис. 2. Расчетная схема нижней базовой плиты во взаимодействии с пакетом и подштамповой плитой пресса:

1 – пакет; 2 – нижняя плита; 3 – подштамповая плита; c , c_1 – поверхности контакта

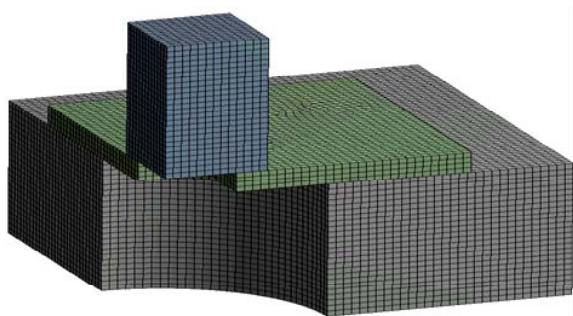


Рис. 3. Конечно-элементная модель (метод создания сетки – sweep-протягивание)

В ходе исследований варьируется толщина нижней базовой плиты штампа H , а также d – диаметр провального отверстия (см. рис. 2). Контролируется величина перемещений точек базовой плиты, напряжения в ней и уровень контактных давлений в верхнем и нижнем сопряжениях (см. рис. 2).

Анализ полученных результатов

Некоторые характерные распределения компонент напряженно-деформированного состояния (НДС) представлено на рис. 4–7.

Большой интерес представляет зависимость характерных величин НДС исследуемой системы от варьируемых параметров (p_1 – толщина нижней базовой плиты штампа H и p_2 – диаметр провального отверстия d). На рис. 8 приведены искомые зависимости.

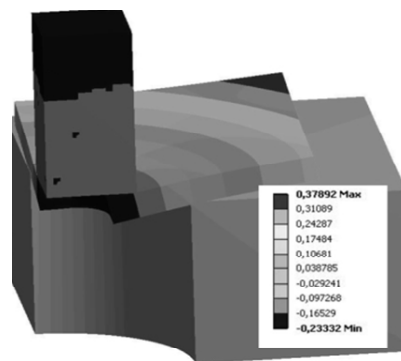


Рис. 4. Перемещения элементов подсистемы (мм) вдоль оси действия усилия штамповки $P_{шт}$ (прогибы)

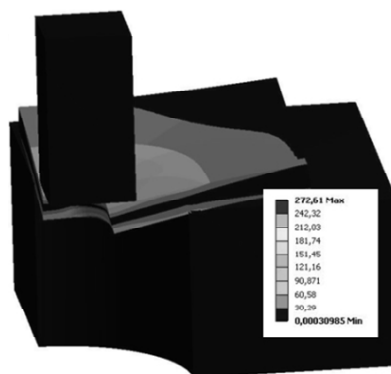


Рис. 5. Распределение эквивалентных напряжений по Мизессу (МПа) во всей подсистеме



Рис. 6. Распределение эквивалентных напряжений по Мизессу (МПа) в нижней базовой плите: вид сверху (слева) и снизу (справа)

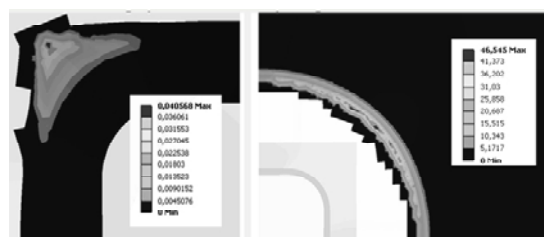


Рис. 7. Распределение контактных давлений (МПа) в сопряжениях нижней базовой плиты с пакетом (слева) и подштамповой плитой пресса (справа)

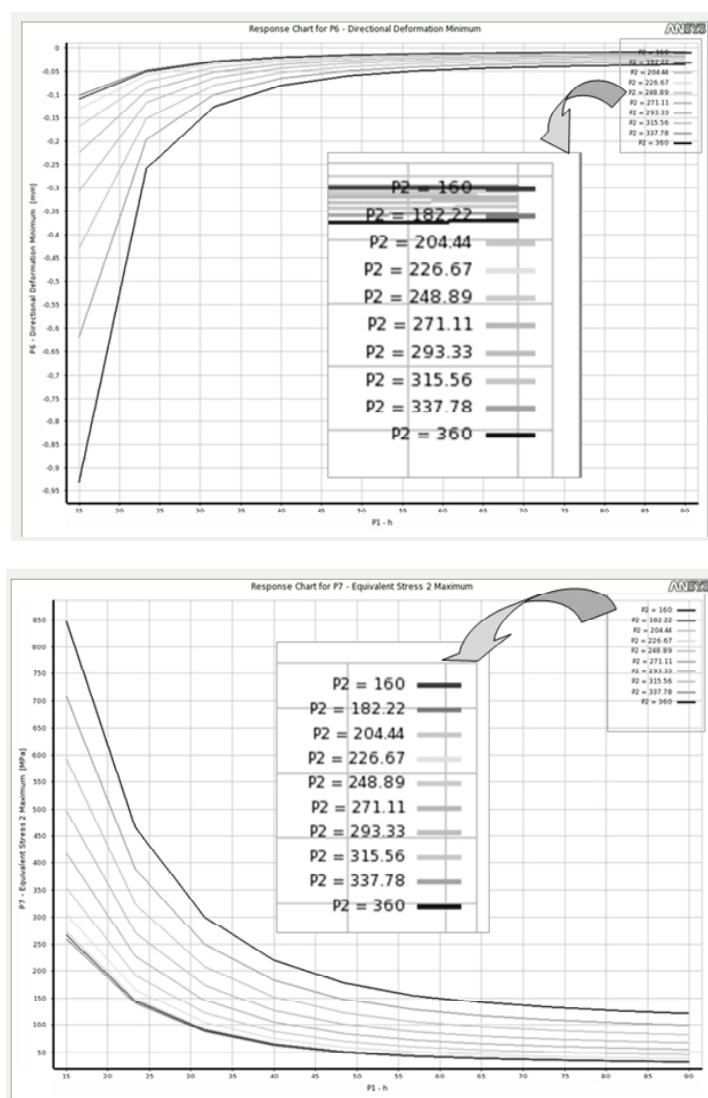


Рис. 8. Изменение максимальных (по модулю) прогибов (мм) в нижней базовой плите при варьировании p_1 (H, мм) и p_2 (d, мм) (верхний график), а также максимальных эквивалентных напряжений (МПа) в этой плите (нижний график)

Выводы

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать следующие выводы.

1. Созданная параметрическая модель нижней части штампа дает возможность проводить анализ влияния изменения основных конструктивных параметров исследуемой технологической системы на ее НДС при одновременном их изменении, что отличает данный подход от ранее применяемых [1], когда параметры изменялись поочередно.

2. Полученные графические зависимости максимальных прогибов и напряжений в нижней базовой плите штампа дают возможность достаточно просто решать задачи обоснования конструктивных параметров нижней базовой плиты по критериям прочности и жесткости, напрямую связанных с работоспособностью штампов и качеством выполнения технологической операции штамповки.

3. Анализ полученных зависимостей прогибов и эквивалентных напряжений от толщины нижней базовой плиты и диаметра провального отверстия штампа свидетельствует о том, что в исследованном интервале изменения этих варьируемых параметров поверхности отклика имеют достаточно плавный монотонный характер изменения вдоль каждого сечения. При этом присутствует большая область плавного их изменения, но в зоне малых толщин и больших диаметров наблюдаются резкие всплески. Это является характерной особенностью, которую необходимо учитывать при проектировании штампов.

4. Полученные в работе поверхности отклика могут быть положены в основу при формировании специализированной базы данных для обоснования рациональных параметров базовых плит разделительных штампов по критериям прочности, жесткости, массы, габаритов и качества выполнения технологических операций.

В дальнейших исследованиях планируется проанализировать зависимость компонент напряженно-деформированного состояния элементов штампов на основе предложенного подхода и с использованием построенных моделей от варьируемых конструктивных и технологических параметров.

Список литературы

1. Дьоміна Н. А. Удосконалення методів розрахунку елементів штампного оснащення на основі аналізу їх напружено-деформованого стану: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.03.05 «Процеси та машини обробки тиском» / Н. А. Дьоміна – Харків, 2011. – 20 с.
2. Заярненко Е.И. Разработка математических моделей и расчеты на прочность разделительных переналаживаемых штампов : дисс... доктора. техн. наук: спец. 01.02.06 и 05.03.05 / Заярненко Евгений Иванович. – Харьков, 1992. – 280 с.
3. Базовые плиты разделительных штампов: напряженно-деформированное состояние с учетом контактного взаимодействия / [Ищенко О. А., Демина Н. А., Грабовский А. В. и др.] // Вестник НТУ «ХПИ». – Харьков : НТУ «ХПИ». – 2011. – № 51. – С. 50–58.
4. Ткачук А. Н. Экспериментальное исследование контактного взаимодействия сопряженных тел / Ткачук А. Н., Ищенко О. А., Ткачук А. В. // Вестник НТУ «ХПИ». – Харьков: НТУ «ХПИ». – 2012. – № 22. – С. 116–120.
5. Анализ чувствительности прочностных и динамических характеристик машиностроительных конструкций на основе прямого возмущения конечно-элементных моделей / [Ткачук Н. А., Танченко А. Ю., Ткачук А. Н. и др.] // Вестник НТУ «ХПИ». – Харьков : НТУ «ХПИ». – 2012. – № 22. – С. 147–69.
6. Влияние геометрических параметров базовых плит на их напряженно-деформированное состояние / [Ищенко О. А., Демина Н. А., Грабовский А. В., Ткачук А. В.] // Обработка материалов давлением. – 2012. – № 2 (31). – С. 221–226.
7. Ищенко О. А. Формирование комплексных расчетных моделей элементов штампов для разделительных операций / Ищенко О. А., Ткачук Н. А., Кротенко Г. А. // Вестник НТУ «ХПИ». – Харьков : НТУ «ХПИ». – 2012. – № 47(953). – С. 34–38.
8. Экспериментальное определение контактных давлений в технологической системе «пуансон – заготовка – матрица» разделительного штампа / [Мовшович И. Я., Ткачук Н. А., Ткачук А. В., Демина Н. А.] // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2012. – № 9. – С. 25–30.
9. Моделирование напряженно-деформированного состояния базовых плит разделительных штампов / [Ищенко О. А., Демина Н. А., Грабовский А. В., Ткачук Н. А.] // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2012. – № 9. – С. 40–44.
10. Ткачук Н. Н. Моделирование контактного взаимодействия плоского штампа с полупространством / Ткачук Н. Н., Ткачук Н. А. // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2012. – № 10. – С. 11–17.

Одержано 12.03.2013

Ищенко О.А. Контактна взаємодія елементів для розділових штамків

Описано новий підхід дослідження контактної взаємодії елементів розділових штампів. Досліджена контактна взаємодія нижніх базових плит, пакету та підштампової плити преси.

Ключові слова: контактна взаємодія, напружено-деформований стан, штамп для розділових операцій, нижня базова плита, метод скінченних елементів.

Ischenko O. Pin co-operation of elements of stamps for dividing operations

The new approach to the contact interaction of elements dividing stamps was given. Contacts of the lower base plate, package and die under the press platens were investigated.

Key words: pin co-operation, tensely-deformed state, stamp for dividing operations, bottom base flag, method of eventual elements.

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕНЕРГІЇ ФОРМОЗМІНИ В ПЛИТІ, ЯКА ДЕФОРМУЄТЬСЯ ШТАМПОМ

Розглядається стаціонарна задача про плоску деформацію прямокутного паралелепіпеда штампом. Нижня межа тіла вільна від навантажень. Отримано аналітичний вигляд для напружень і переміщень точок паралелепіпеда. Досліджено вплив геометричних і механічних характеристик на поведінку величини енергій, яка застосовується у четвертій (енергетичній) гіпотезі міцності.

Ключові слова: плита, штамп, плоска деформація, четверта гіпотеза міцності, енергія, зона пластичності.

Вступ

Теорія пружності є одним із основних інструментів для теоретичних розрахунків при аналізі міцності інженерних конструкцій та житлових споруд, при проектуванні та будівництві авто та залізничних шляхів [1].

Руйнування структури відбувається в тих містах споруди, де потенціальна енергія формозміни перевищує деяке критичне значення. Це твердження складає суть четвертої гіпотези міцності [2].

Представлене дослідження ведеться в напрямку пошуку найбільш небезпечних (в сенсі міцності) областей плити, що деформується штампом. Застосовується розклад функцій переміщень та навантажень в тригонометричні ряди, який базується на роботі [3]. Для багатоплитових плит метод тригонометричних розкладів застосовувався в статті [4]. Дослідження міцності плит при дещо інших межових умовах ніж тих, що розглядаються у цій статті, наведені в [5, 6].

Постановка задачі

Розглянемо прямокутний паралелепіпед нескінченної довжини, вісь якого паралельна осі Oz і який знаходиться в умовах плоскої деформації. Якщо візьмемо один із перетинів $z = \text{const}$, то матимемо задачу про вигін смуги. Перейдемо до безрозмірних величин таким чином, щоб смуга займала область $0 \leq x \leq \pi$, $0 \leq y \leq h$. Початок координат знаходиться на верхній межі області, а вісь Oy направлено вниз.

На верхню межу смуги тисне гладкий абсолютно жорсткий штамп, який переміщується вертикально і контактує з поверхнею смуги на всьому відрітку $x \in [0, \pi]$. Відповідні граничні умови мають вигляд:

$$u(x, 0) = 0, \quad (1)$$

$$v(x, 0) = f(x). \quad (2)$$

Тут $y = f(x)$ – рівняння лінії, яку описує нижня межа штампу в кінцевому положенні.

Нижня межа вільна від навантажень, тобто:

$$\tau_{xy}(x, h) = 0, \quad (3)$$

$$\sigma_y(x, h) = 0. \quad (4)$$

За аналогією з [3] будемо вважати, що на бокових межах виконуються наступні умови:

$$v(0, y) = v(h, y) = 0, \quad (5)$$

$$\frac{\partial v}{\partial y}(0, y) = \frac{\partial v}{\partial y}(h, y) = 0. \quad (6)$$

Таким чином, нам потрібно знайти розв'язок задачі теорії пружності в області $(x, y) \in [0, \pi] \times [0, h]$ з межовими умовами (1)–(6).

2 Метод розв'язання

Функцію $v(x, y)$ будемо шукати у вигляді тригонометричного ряду за синусами, оскільки в цьому випадку вона задовольняє умовам (5)–(6):

$$v(x, y) = \sum_{k=1}^{\infty} V_k(y) \sin(kx). \quad (7)$$

У цьому випадку розвинення функції $u(x, y)$, $\sigma_x(x, y)$, $\sigma_y(x, y)$, $\tau_{xy}(x, y)$ мають вигляд:

$$u = \sum_{k=1}^{\infty} U_k(y) \cos(kx), \quad (8)$$

$$\sigma_x = \sum_{k=1}^{\infty} S_k(y) \sin(kx), \quad (9)$$

$$\sigma_y = \sum_{k=1}^{\infty} R_k(y) \sin(kx), \quad (10)$$

$$\tau_{xy} = \sum_{k=1}^{\infty} T_k(y) \cos(kx). \quad (11)$$

Встановимо зв'язок між функціями V_k, U_k, S_k, M_k та T_k . Для цього після підстановки розвинень (7) та (8) в рівняння матимемо системи:

$$\begin{cases} \mu U_k'' - (\lambda + 2\mu)k^2 U_k + (\lambda + \mu)k V_k' = 0, \\ (\lambda + 2\mu) V_k'' - \mu V_k k^2 - (\lambda + \mu)k U_k' = 0. \end{cases} \quad (12)$$

Загальний розв'язок (12) має вигляд

$$V_k = (A_k + y B_k) \operatorname{ch}(ky) + (C_k + y D_k) \operatorname{sh}(ky),$$

$$U_k = \frac{1}{k} ((k A_k + (3 - 4\nu) D_k + B_k y) \operatorname{sh}(ky) + (k C_k + (3 - 4\nu) B_k + D_k y) \operatorname{ch}(ky)).$$

Тут A_k, B_k, C_k, D_k – довільні константи та враховано співвідношення $\frac{\lambda}{\lambda + \mu} = 2\nu$, $\frac{\lambda + 2\mu}{\lambda + \mu} = 2(1 - \nu)$, де ν – коефіцієнт Пуассона.

Після визначення V_k та U_k ми можемо знайти функції S_k, M_k та T_k , використавши обернений закон Гука:

$$S_k = \lambda V_k' - (\lambda + 2\mu)k U_k; \quad (13)$$

$$M_k = -\lambda U_k k + (\lambda + 2\mu) V_k'; \quad (14)$$

$$T_k = \mu(U_k' + k V_k). \quad (15)$$

Маємо:

$$\begin{aligned} T_k(y) &= 2\mu(k A_k + k y B_k + 2(1 - \nu) D_k) \operatorname{ch}(ky) + \\ &\quad + (k C_k + k y D_k + 2(1 - \nu) B_k) \operatorname{sh}(ky); \\ S_k(y) &= -2\mu((3 - 2\nu) B_k + k C_k + k y D_k) \operatorname{ch}(ky) + \\ &\quad + ((3 - 2\nu) D_k + k A_k + k y B_k) \operatorname{sh}(ky); \\ R_k(y) &= 2(k A_k + k y B_k + (1 - 2\nu) D_k) \operatorname{sh}(ky) + \\ &\quad + (k C_k + k y D_k + (1 - 2\nu) B_k) \operatorname{ch}(ky). \end{aligned} \quad (16)$$

3 Визначення довільних констант

З урахуванням формул (15) та розвинень (7–12), із межових умов (1–4) отримаємо систему для визначення довільних констант:

$$\begin{cases} B_k(4\nu - 3) = k C_k, \\ A_k = f_k, \\ (k(A_k + h \cdot B_k) + 2(1 - \nu) D_k) \operatorname{ch}(kh) + \\ + (k(C_k + h \cdot D_k) + 2(1 - \nu) D_k) \operatorname{sh}(kh) = 0, \\ (B_k(1 - 2\nu) + k(C_k + h D_k)) \operatorname{ch}(kh) + \\ + (D_k(1 - 2\nu) + k(A_k + h B_k)) \operatorname{sh}(kh) = 0. \end{cases}$$

Її розв'язок має вигляд:

$$\begin{cases} A_k = f_k, \\ B_k = -k f_k \frac{\operatorname{sh}(kh) \operatorname{ch}(kh) - kh}{(4\nu - 3) \operatorname{ch}^2(kh) - k^2 h^2 - 4\nu^2 + 4\nu - 1}, \\ C_k = -f_k \frac{(4\nu - 3)(\operatorname{sh}(kh) \operatorname{ch}(kh) - kh)}{(4\nu - 3) \operatorname{ch}^2(kh) - k^2 h^2 - 4\nu^2 + 4\nu - 1}, \\ D_k = k f_k \frac{\operatorname{ch}^2(kh) + 1 - 2\nu}{(4\nu - 3) \operatorname{ch}^2(kh) - k^2 h^2 - 4\nu^2 + 4\nu - 1}. \end{cases} \quad (17)$$

Отже, підставивши знайдені коефіцієнти в ряди для нормальних напружень $\sigma_x(x, y)$, $\sigma_y(x, y)$ та дотичних напружень $\tau_{xy}(x, y)$ матимемо шукані розвинення вказаних функцій у тригонометричні ряди. Застосуємо отримані результати для знаходження ділянок, які є критичними в сенсі міцності розглянутої конструкції.

Енергетична теорія міцності виходить із припущення, що кількість потенціальної енергії формозміни, яка накопичена до моменту настання небезпечного стану, однакова як при складному напруженні, так і при простому розтягуванні. Умова міцності згідно з четвертою гіпотезою міцності:

$$\sigma^{\text{II}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2}. \quad (18)$$

Для плоскої деформації цей вираз набуває вигляду:

$$F(x, y) = \sigma^{\text{II}} = \sqrt{\left[(1 + \nu)(\sigma_x + \sigma_y) \right]^2 - 3(\sigma_x \sigma_y + \nu(\sigma_x + \sigma_y)^2 - \tau_{xy}^2)}. \quad (19)$$

Оскільки ми маємо очевидні вирази для всіх компонент тензору напружень, то можемо дослідити функцію (19) на екстремум.

Розглянемо числову задачу. Будемо вважати, що $f(x) = \alpha \sin x$, $h = 1$.

На рис. 1 для прикладу наведено графік функції (19) для випадку $\nu = 0,25$, $h = 1$.

Як бачимо, максимум цієї функції знаходиться на нижній та поблизу верхньої межі плити. Тому в подальшому наведемо графіки цієї функції при $y = 0$ та $x = h$ з різними значеннями коефіцієнта Пуассона ν та товщини h (1 – верхня межа, 2 – нижня межа).

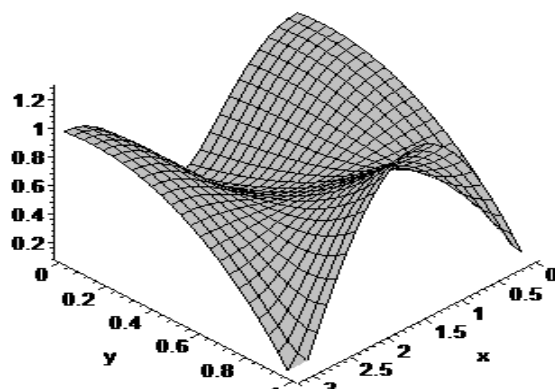
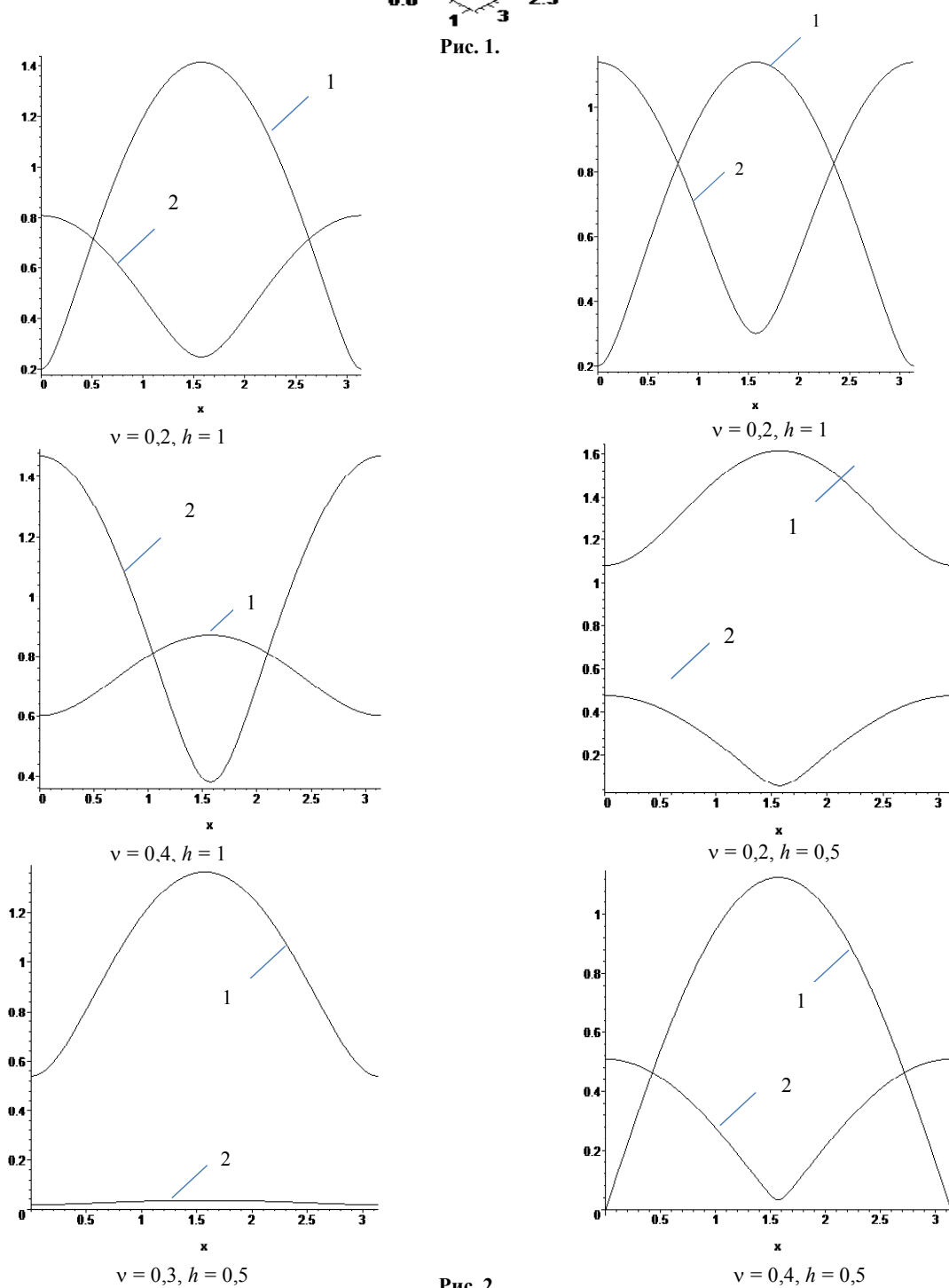


Рис. 1.



З аналізу наведених графіків випливає, що збільшення коефіцієнта Пуассона призводить до збільшення енергії в крайових точках плити на верхній межі, при цьому потенційна енергія на нижній межі мало змінюється. Зменшення товщини досліджуваної плити при незмінному коефіцієнті Пуассона призводить до зменшення енергії в крайових точках верхньої межі. Встановлено наступний механічний ефект: при зміні товщини плити розподіл енергій формозміни на нижній межі може істотно змінювати свій вигляд: при великих значеннях товщини максимум енергії спостерігається в центрі межі, а при малих значеннях – поблизу крайових точок. У подальшому планується більш детальне дослідження вказаного ефекту.

Висновки

У статті розглядається плита, яка знаходиться в умовах плоскої деформації під дією штамп. Отримано аналітичні вирази для функції, яка визначає міцність конструкції за четвертим критерієм міцності. Виділені найбільш небезпечні з точки зору міцності ділянки плити та досліджено вплив товщини плити та коефіцієнта Пуассона на потенційну енергію формоутворення на цих ділянках.

Список літератури

1. Гузь А. Н. О построении нелинейной теории малых деформаций в механике деформируемых тел / А. Н. Гузь // Вестник ЧГПУ, серия: Механика предельного состояния. – 2010. – № 8. – С. 79–86.
2. Малыгин Г. А. Анализ параметров субмикронной дислокационной структуры в металлах при больших пластических деформациях / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. – 2004. – Т. 46. – № 11. – 274 с.
3. Власов В. З. Балки, плиты и оболочки на упругом основании / В. З. Власов, Н. Н. Леонтьев. – М. : ГИФМЛ, 1960. – 490 с.
4. Величко О. В. Плоская периодична контактна задача для багатшарової основи / О. В. Величко // Вісник Дніпропетровського університету. Серія механіка. – Дніпропетровськ : видавництво ДНУ. – 2005. – № 10 (1). – Вип. 9. – Т. 1. – С. 118–124.
5. Плотников В. П. Теоретическое исследование упруго-пластического состояния бетонных блоков при нагружении внутренним давлением воды / В. П. Плотников // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2006. – №. 9. – С. 24–31.
6. Дильман В. Л. Исследование математических моделей напряженного состояния неоднородного поперечного слоя в круглом стержне / В. Л. Дильман // Bulletin of SUSU. – 2009. – С. 56–72.

Одержано 29.03.2013

Штефан Т.А., Величко В.Е. Исследование энергии формоизменения в плите, деформируемой штампом

Рассматривается стационарная задача о плоской деформации прямоугольного параллелепипеда штампом. Нижняя граница тела свободна от нагрузок. Получен аналитический вид для напряжений и перемещений точек параллелепипеда. Исследовано влияние геометрических и механических характеристик на поведение величины энергии, которая применяется в четвертой (энергетической) гипотезе прочности.

Ключевые слова: плита, штамп, плоская деформация, четвертая гипотеза прочности, энергия, зона пластичности.

Shtefan T., Velichko E. Energy research forming a plate which deforms stamps

The stationary problem on planar deformation of cuboid stamp was researched. Lower bound body is free from stress. The analytical form for the stresses and displacements of the points of the parallelepiped was received. The influence of geometrical and mechanical characteristics over the behavior of the value of the energy that is used in the fourth (energy) hypothesis strength was researched.

Key words: plate, stamped, flat deformation, the fourth hypothesis is strength, energy, plasticity zone.

УДК 531

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, Е. Н. Богданова

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

РЕШЕНИЕ КОНТАКТНЫХ ЗАДАЧ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ С ПОМОЩЬЮ ДИСКРЕТНЫХ МОДЕЛЕЙ

Изучена возможность применения метода последовательных перемещений для решения контактных задач теории упругости, в частности, задачи о штампе.

Ключевые слова: стержневая модель, сплошная среда, метод последовательных перемещений.

Введение

Ранее [1] была разработана стержневая модель сплошной среды для решения плоских статических задач теории упругости, а также предложена дискретная модель элемента конечных размеров, который был успешно использован для решения классических задач механики деформируемого твердого тела. В работе Н. И. Мусхелишвили приводится полное обоснование решений контактных задач [2]. Также аналитическое решение приводится Галиным [3]. Эта работа базируется на идее моделирования сплошной среды системой упругих стержней, которые деформируются совместно [4]. Для проведения расчетов по указанной модели предлагается использовать метод последовательных перемещений [5]. Особенности данного метода позволяют применять его и при решении контактных задач теории упругости.

Постановка задачи

Решается смешанная граничная задача статики упругого тела. А именно, находится упругое равновесие тела, если заданы смещения части точек его поверхности. Физически это соответствует случаю, когда усилиями, приложенными к точкам поверхности, этим точкам сообщают заданные смещения и закрепляют поверхность в этом виде.

Рассматривается случай одного штампа с прямолинейным основанием, параллельным оси Ox , причем этот штамп может перемещаться лишь вертикально (рис. 1). Отрезок границы, соприкасающийся со штампом, мы будем считать симметричным относительно оси Oy . Штамп вдавливается в упругую конечную область Ω , неизвестной силой, перпендикулярной к границе Γ . Предполагается, что трение настолько велико, что скольжение не может иметь места. Рассматриваемая задача состоит в отыскании усилий, приложенных к области Ω на границе Γ , при известном векторе смещений $\bar{u}(x, y)$ точек этой области, а также отыскании перемещения всех остальных точек тела.

Метод решения

Имеется стержневая система, которая моделирует некую сплошную среду с изначально заданными перемещениями узлов в граничной зоне (рис. 2). Эти начальные перемещения вызваны приложенной к телу

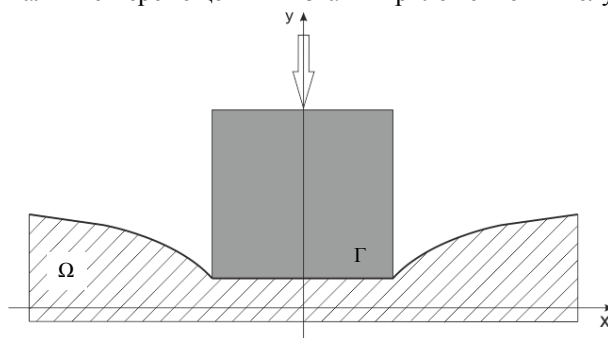


Рис. 1. Штамп с прямолинейным основанием

нагрузкой, в зоне контакта имеется деформация. Для расчета используется метод последовательных перемещений [3]. Отличием решаемых контактных задач теории упругости является то, что для некоторых точек поверхности задаются усилия, а для других перемещения. Метод последовательных перемещений вполне пригоден для таких смешанных задач. Под штампом задаются перемещения узлов, а для остальных узлов поверхности – усилия (нулевые). Разработаны алгоритм и программа для решения соответствующих задач.

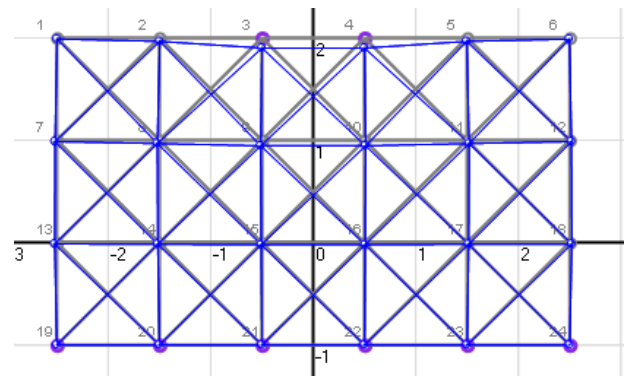


Рис. 2. Стержневая модель сплошной среды

Рассматривается стержневая система, в которой некоторые узлы в граничной зоне имеют начальные перемещения и считаются закрепленными. А также закреплены узлы нижней границы тела. Все остальные узлы считаются подвижными, их перемещения необходимо найти для нахождения равновесия системы в целом и усилий, приложенных к телу.

И здесь важно отметить, что для решения данной задачи на первом шаге координаты смещенных узлов берем те, которые были в модели до приложения нагрузки, т. е. до смещения. Потому так решается задача, обратная тем, решения которых предложены в работах предшествующих данной [2–4].

Начальные координаты узлов будут:

$$(x_i, y_i), \quad (i = 1 \dots n) \quad (1)$$

Имея указанные координаты, можно предварительно вычислить для всех стержней их начальные длины. На начальные узлы действуют силы с проекциями на оси координат P_{xk}, P_{yk} . Вдоль стержней действуют их реакции R_{ik} , направленные от узла k , что отвечает растянутым стержням. Если в системе имеются сжатые стержни, то соответствующие реакции отрицательны.

Введем обозначения:

$$S_{kx} = P_{xk} - \sum_{i=1}^n R_{ik} \cos \alpha_{ik}, \quad S_{ky} = P_{yk} - \sum_{i=1}^n R_{ik} \sin \alpha_{ik}. \quad (2)$$

В положении равновесия системы величины S_{kx} и S_{ky} должны быть равны нулю; однако на первом шаге,

они заведомо не равны нулю, а в дальнейшем, при правильно построенной процедуре, к нулю приближаются.

Таким образом, получаем формулу для расчета силы:

$$P_{xk} = \sum_{i=1}^n R_{ik} \cos \alpha_{ik}, \quad P_{yk} = \sum_{i=1}^n R_{ik} \sin \alpha_{ik}, \quad (3)$$

$$\text{где } \cos \alpha_{ik} = \frac{x_i - x_k}{L_{ik}}; \quad \sin \alpha_{ik} = \frac{y_i - y_k}{L_{ik}}. \quad (4)$$

Обозначим малые перемещения узла k под действием сил P_{kx} , P_{ky} через u_k , v_k . Тогда для деформаций стержней, сходящихся в узле k , имеем:

$$\Delta_{ik} = -u_k \cos \alpha_{ik} - v_k \sin \alpha_{ik}. \quad (5)$$

Все стержни считаются упругими; связь между реакциями стержней и их деформациями (удлинениями Δ_{ik}) имеет вид:

$$R_{ik} = D_{ik} \Delta_{ik} \quad (i = 1 \dots n). \quad (6)$$

Жесткости стержней D_{ik} вычисляются по формулам:

$$D_{ik} = \frac{E_{ik} S_{ik}}{L_{ik}} \quad (i = 1 \dots n). \quad (7)$$

Здесь E_{ik} – модуль упругости; S_{ik} – площадь поперечного сечения; L_{ik} – длина i -го стержня.

На произвольном шаге строим линейные уравнения:

$$a_{11}u_k + a_{12}v_k = S_{kx}, \quad a_{21}u_k + a_{22}v_k = S_{ky}, \quad (8)$$

где

$$a_{11} = \sum_{i=1}^n D_{ik} \cos^2 \alpha_{ik}; \quad a_{12} = a_{21} = \sum_{i=1}^n D_{ik} \sin \alpha_{ik} \cos \alpha_{ik};$$

$$a_{22} = \sum_{i=1}^n D_{ik} \sin^2 \alpha_{ik} \quad (9)$$

и решаем их:

$$u_k = \frac{\Delta_u}{\Delta}, \quad v_k = \frac{\Delta_v}{\Delta}. \quad (10)$$

При найденных на определенном шаге процедуры перемещения узла k имеем рекуррентную формулу для вычисления новых координат узла:

$$x_k \rightarrow x_k + u_k, \quad y_k \rightarrow y_k + v_k. \quad (11)$$

А также накапливаем значение силы,

$$P_{xk} \rightarrow P_{xk}, \quad P_{yk} \rightarrow P_{yk}. \quad (12)$$

Далее переходим к следующему узлу и повторяем

процедуру. Условием ее прекращения будет:

$$\sqrt{S_{kx}^2 + S_{ky}^2} \leq \varepsilon \sqrt{P_{xk}^2 + P_{yk}^2}, \quad (13)$$

где ε – заданная относительная погрешность.

Анализ полученных результатов

Применение данного метода позволяет находить силы, вызвавшие заданные перемещения, а также перемещения всех узлов системы, удовлетворяющие равновесию системы в целом.

Для исследования поведения системы будем постепенно увеличивать заданное начальное смещение от 0,1 до 0,5 при неизменных параметрах самой системы, что демонстрируется на рисунках 3–11.

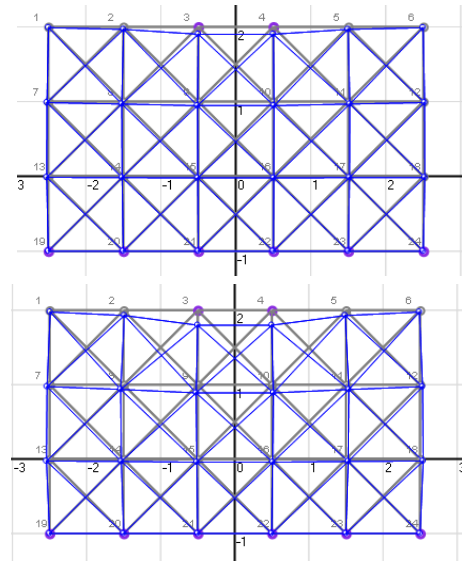


Рис. 3, 4. Дискретная модель 5х3 элемента для перемещений 0,1 и 0,2

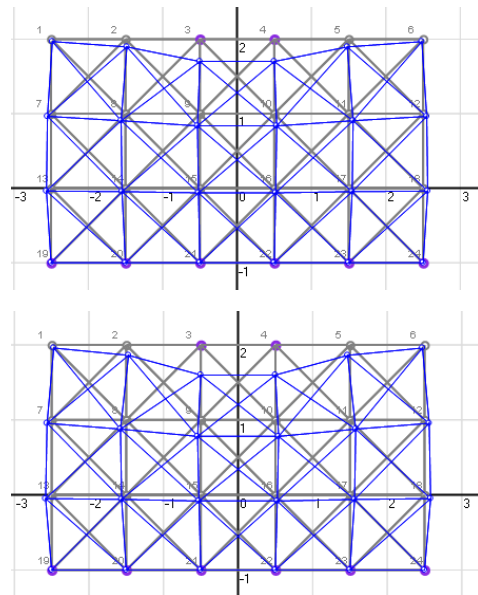


Рис. 5, 6. Дискретная модель 5х3 элемента для перемещений 0,3 и 0,4

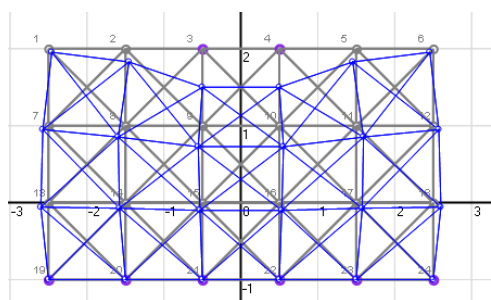


Рис. 7. Дискретная модель 5х3 элемента для перемещения 0,5

Проводим дальнейшее разбиение, делаем размер дискретного элемента 0,5 и сравниваем полученные результаты.

Снова уменьшаем размер дискретного элемента вдвое, новый размер дискретного элемента 0,25.

Как видно из рисунков, дальнейшее разбиение не имеет смысла, так как результаты, полученные с помощью данных моделей существенных отличий не имеют.

Все полученные значения сил, а также суммарные значения, заносим в таблицу 1.

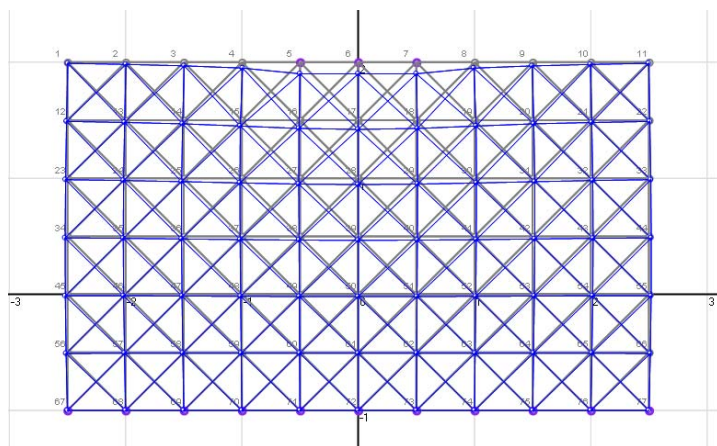


Рис. 8. Дискретная модель 10х6 элементов размера 0,5 для перемещения 0,1

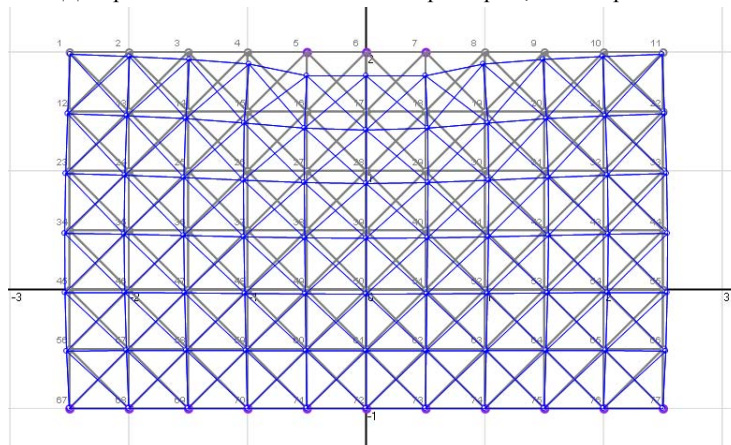


Рис. 9. Дискретная модель 10х6 элементов размера 0,5 для перемещения 0,2

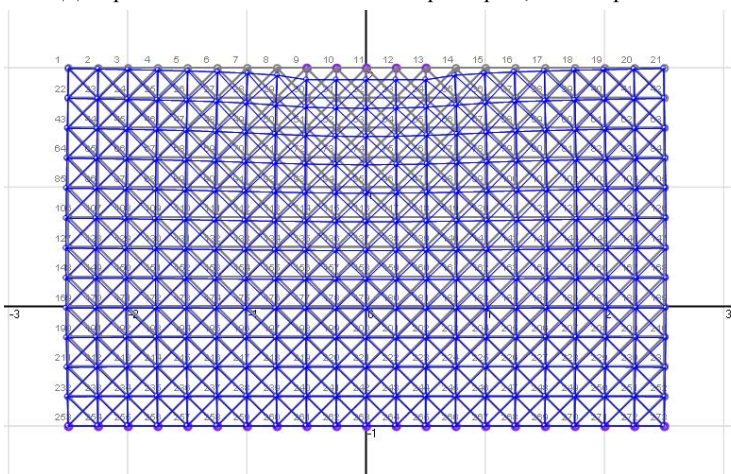


Рис. 10. Дискретная модель 20х12 элементов размера 0,25 для перемещения 0,1

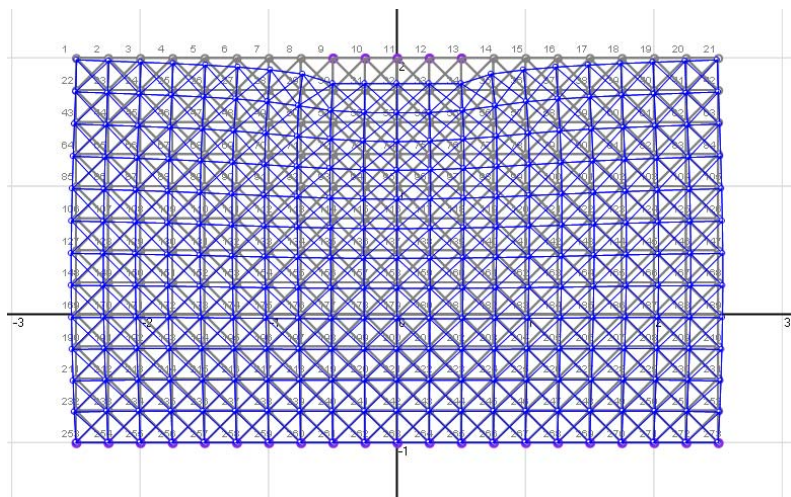


Рис. 11. Дискретная модель 20x12 элементов размера 0,25 для перемещения 0,2

Таблица 1 – Сила для вызываемого ею перемещения для моделей 5x3, 10x6 и 20x12

0,05			0,1			0,15			0,2		
5x3	10x6	20x12	5x3	10x6	20x12	5x3	10x6	20x12	5x3	10x6	20x12
0,036	0,024	0,017	0,072	0,047	0,032	0,106	0,070	0,047	0,140	0,091	0,061
0,036	0,017	0,011	0,072	0,034	0,02	0,106	0,050	0,029	0,140	0,066	0,039
0,073	0,024	0,010	0,143	0,047	0,018	0,212	0,069	0,027	0,279	0,091	0,035
	0,066	0,011		0,129	0,02		0,189	0,029		0,248	0,039
		0,017			0,032			0,047			0,06
		0,065			0,123			0,179			0,233

Используя численные значения силы, строим графики зависимости силы от перемещения для предложенных моделей (рис. 12).

Как видим, численно значения силы для данных моделей отличаются не значительно. А следовательно и нет потребности в дальнейшей дискретизации.

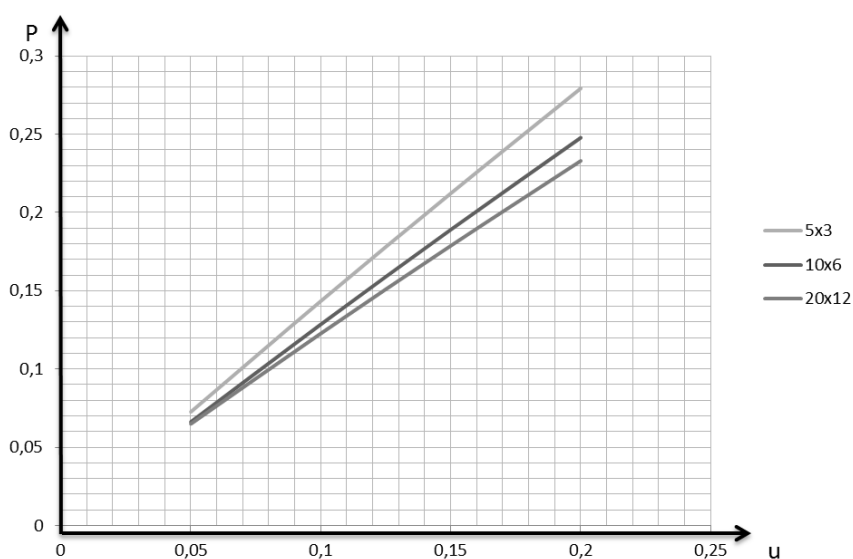


Рис. 12. Зависимость между силой и вызываемым ею перемещением для моделей 5x3, 10x6 и 20x12

Выводы

Разработана стержневая модель сплошной среды для решения контактных задач теории упругости. Предложенная дискретная модель для решения задачи о штампе с прямолинейным основанием. Для проведения расчетов по дискретной модели предлагается использовать метод последовательных перемещений, хорошо зарекомендовавший себя при расчете стержневых конструкций.

Список литературы

1. Дискретные модели для плоских статических задач теории упругости / А. Д. Шамровский, Ю. А. Лымаренко, Д. Н. Колесник и др.] // Восточно-Европейский журнал

- передовых технологий // научный журнал. – Харьков : Технологический центр, 2011. – № 3/7 (51). – С. 11–18.
2. Мухелишвили Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н. И. Мухелишвили. – М. : Наука, 1966. – 709 с.
 3. Развитие теории контактных задач в СССР : учеб. / под ред. Галина Л. А. – М. : Наука, 1976. – 493 с.
 4. Работнов Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела : учебное пособие для вузов / Ю. Н. Работнов. – [2-е изд., испр.]. – М. : Наука, 1988. – 712 с.
 5. Шамровский О. Д. Метод последовательных приближений для расчета стержневых систем / О. Д. Шамровский, А. И. Безверхий, В. В. Кривуляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 110–118.

Одержано 17.05.2013

Шамровський О.Д., Богданова Е.М. Розв'язання контактних задач теорії пружності за допомогою дискретних моделей

Вивчено можливості застосування методу послідовних переміщень для розв'язання контактних задач теорії пружності, зокрема задачі про штамп.

Ключові слова: стержнева модель, суцільне середовище, метод послідовних переміщень.

Shamrovskiy A., Bogdanova E. Solution of contact problems of elasticity using the discrete models

The application opportunity of successive movements method for solution of elasticity theory contact problems, in particular problem of stamp was researched.

Key words: beam model, solid medium, method of successive movements.

УДК 691.7:620.17

Канд. техн. наук В. Г. Шевченко, канд. техн. наук С. Л. Рягин,

М. А. Журба, Н. В. Литовский

Национальный технический университет, г. Запорожье

РАСЧЕТ СТАТИЧЕСКИ НЕОПРЕДЕЛИМЫХ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СОСТАВНЫХ СТЕРЖНЕЙ

Получены аналитические зависимости для прочностного расчета статически неопределимых пространственных составных стержней, представляющих собой набор 5 продольных профилей, соединенных поперечными диафрагмами. Показано, что кручение таких стержней может вызывать изгиб продольных профилей.

Ключевые слова: статически неопределимые пространственные составные стержни, прочностной расчет.

Введение

Точность расчета на стадии проектирования обеспечивает низкую материалоемкость и высокую надежность создаваемых конструкций. Поэтому разработка моделей аналитического расчета связана с важной научной и практической задачей повышения конкурентоспособности продукции отечественного машиностроения.

В машиностроительных конструкциях периодически встречаются статически неопределимые пространственные составные стержни, которые представляют собой набор параллельных профилей, скрепленных между собой поперечными диафрагмами по концам и в пролете – сидения, ограждения, перила, полки, ступени и т. п. (см. рис. 1, 2). На такие стержни могут действовать изгибающие, крутящие и сдвигающие нагрузки.

В литературных источниках, связанных с сопротивлением материалов и строительной механикой, большое внимание уделено сварным составным балкам и фермам. Например, в книге [1] наиболее подробно приведен расчет составных стержней и пластин. Однако в этой книге в качестве частного случая рассматриваются составные стержни без сдвиговых связей, работающие только на изгиб только в одной плоскости. Авторам не известны публикации, приводящие аналитический расчет статически неопределимых пространственных составных стержней при данной комбинации нагрузок. Решению этой задачи посвящается данная статья.

Целью статьи является разработка аппарата аналитического расчета статически неопределимых пространственных составных стержней при изгибе, кручении и сдвиге.

Материалы и методы исследований

Если поперечную диафрагму считать абсолютно жесткой, уравнение совместности деформаций следует из перемещений центров тяжести профилей вместе с поперечной диафрагмой.

Изгиб в вертикальной плоскости

Полагаем, что посередине пролета составной стержень нагружен вертикальной силой (см. рис. 1).

Считаем, что при изгибе составной стержень получает опору по краям.

Перемещение нагруженной диафрагмы будет одинаковым для всех n - профилей. Тогда уравнения совместности деформаций:

$$f_i = f, \quad i = 1, \dots, n,$$

где f – вертикальное перемещение поперечной диафрагмы;

f_i – вертикальное перемещение центра тяжести i -го профиля.

Сила P_θ распределяется между профилями:

$$P_\theta = \sum_{i=1}^n P_{\theta i}.$$

Перемещение центра тяжести каждого профиля:

$$f_i = \frac{P_{\theta i} \cdot l^3}{48 \cdot E \cdot I_{xi}},$$

где E – модуль Юнга;

I_{xi} – момент инерции i -го профиля.

Тогда

$$\frac{P_{\theta i}}{I_{xi}} = \frac{48 \cdot E}{l^3} \cdot f_i = \text{const}.$$

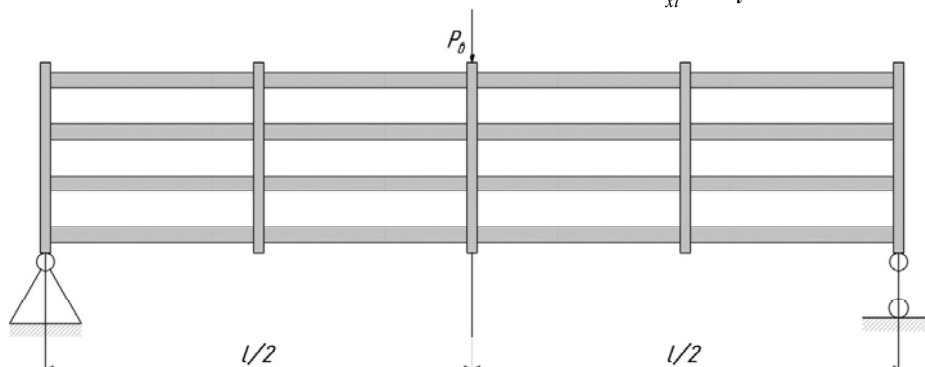


Рис. 1. Схема статически неопределимого пространственного составного стержня

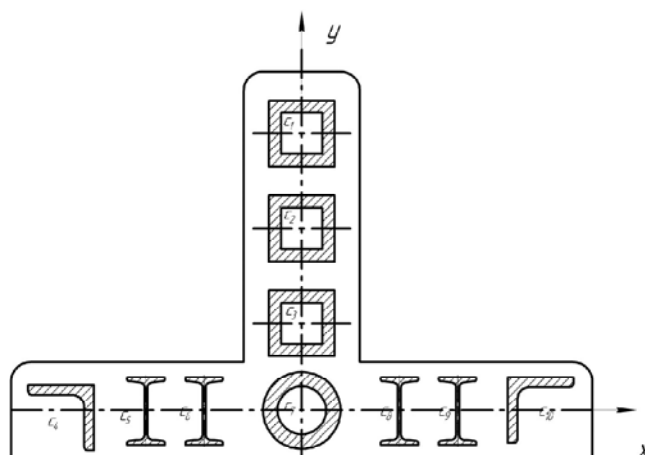


Рис. 2. Пример поперечного сечения статически неопределимого пространственного составного стержня

После выполнения преобразований получаем для i -го профиля:

$$P_{ei} = \frac{I_{xi}}{I_x} \cdot P_e,$$

где

$$I_x = \sum_{i=1}^n I_{xi}.$$

Тогда

$$\sigma_{xi} = \frac{M_{x\max}}{I_x} \cdot \frac{I_{xi}}{W_{xi}},$$

где $M_{x\max}$ – максимальный изгибающий момент;

W_{xi} – момент сопротивления i -го стержня.

Изгиб в горизонтальной плоскости

По аналогии с изгибом в вертикальной плоскости, напряжения в i -м профиле определяются по формуле:

$$\sigma_{yi} = \frac{M_{y\max}}{I_y} \cdot \frac{I_{yi}}{W_{yi}},$$

где

$$I_y = \sum_{i=1}^n I_{yi}.$$

Определение положения y_{nl} нейтральной линии при изгибе в вертикальной плоскости выполняется из условия равенства нулю статического момента $S_x = 0$:

$$\sum_{i=1}^n F_i \cdot (y_{ci} - y_{nl}) = 0,$$

где x_{ci}, y_{ci} – координаты центра тяжести i -го профиля, F_i – площадь этого профиля.

$$\sum_{i=1}^n F_i \cdot y_{ci} = y_{nl} \cdot \sum_{i=1}^n F_i.$$

Тогда

$$y_{nl} = \frac{\sum_{i=1}^n F_i \cdot y_{ci}}{F},$$

где

$$F = \sum_{i=1}^n F_i.$$

Кручение

При кручении составной стержень считаем зашпеленным по концам. Крутящий момент, приложенный к центральной пластине, будет уравновешиваться за счет изгиба и кручения профилей:

$$M_{kp} = \sum_{i=1}^n P_{zi} \cdot |y_{ci} - y_{nl}| + \sum_{i=1}^n P_{ei} \cdot |x_{ci}| + \sum_{i=1}^n M_{zi}.$$

Последним слагаемым можно пренебречь. Перемещения при изгибе будут определяться поворотом центральной пластины. Тогда

$$P_{ei} = \frac{48 \cdot E \cdot I_{xi}}{l^3} \cdot \varphi \cdot |x_{ci}|,$$

$$P_{zi} = \frac{48 \cdot E \cdot I_{yi}}{l^3} \cdot \varphi \cdot |y_{ci} - y_{nl}|,$$

где φ – угол поворота центральной пластины.

Тогда

$$M_{kp} = \frac{48 \cdot E}{l^3} \cdot \varphi \times \left[\sum_{i=1}^n I_{xi} \cdot x_{ci}^2 + \sum_{i=1}^n I_{yi} \cdot (y_{ci} - y_{nl})^2 \right].$$

Обозначим

$$\left[\sum_{i=1}^n I_{xi} \cdot x_{ci}^2 + \sum_{i=1}^n I_{yi} \cdot (y_{ci} - y_{nl})^2 \right] = K.$$

Тогда

$$\varphi = \frac{M_{kp}}{\frac{48 \cdot E}{l^3} \cdot K} = \frac{M_{kp} \cdot l^3}{48 \cdot E \cdot K}.$$

После преобразований

$$P_{ei} = \frac{M_{kp}}{K} \cdot I_{xi} \cdot |x_{ci}|,$$

$$P_{zi} = \frac{M_{kp}}{K} \cdot I_{yi} \cdot |y_{ci} - y_{nl}|.$$

Полагая опасное сечение посередине пролета

$$M_{xi} = \frac{P_{ei} \cdot l}{4}, \quad M_{yi} = \frac{P_{zi} \cdot l}{4}.$$

Нормальные напряжения в i -ом стержне, вызванные кручением:

$$\sigma_{xi}^{kp} = \frac{P_{ei}}{W_{xi}} \cdot \frac{l}{4}, \quad \sigma_{yi}^{kp} = \frac{P_{zi}}{W_{yi}} \cdot \frac{l}{4}.$$

С учетом подстановки

$$\sigma_{xi}^{kp} = \frac{M_{kp}}{K} \cdot \frac{l}{4} \cdot \frac{I_{xi}}{W_{xi}} \cdot |x_{ci}|,$$

$$\sigma_{yi}^{kp} = \frac{M_{kp}}{K} \cdot \frac{l}{4} \cdot \frac{I_{yi}}{W_{yi}} \cdot |y_{ci} - y_{nl}|.$$

Для зашпеленного по концам профиля при кручении, полагая момент в худшем случае приложенным посередине, в том же опасном сечении:

$$\varphi = \frac{M_{zi} \cdot l}{4 \cdot G \cdot I_{kpi}},$$

где M_{zi} – момент кручения в i -м профиле;

G – модуль упругости II рода;

I_{kpi} – приведенный момент инерции при кручении.

Тогда

$$\frac{M_{kp} \cdot l^3}{48 \cdot E \cdot K} = \frac{M_{zi} \cdot l}{4 \cdot G \cdot I_{kpi}},$$

$$M_{zi} = \frac{M_{kp}}{K} \cdot \frac{G \cdot l^2}{12 \cdot E} \cdot I_{kpi}.$$

Касательные напряжения в i -м стержне, вызванные кручением

$$\tau_i^{kp} = \frac{M_{zi}}{2 \cdot W_{kpi}} = \frac{M_{kp}}{K} \cdot \frac{G \cdot l^2}{24 \cdot E} \cdot \frac{I_{kpi}}{W_{kpi}}.$$

Если при кручении характер распределения нагрузок ближе к распределенному по длине, чем к сосредоточенному посередине, это можно учесть умножением напряжений на поправочный коэффициент $\alpha = 0,5$. Этот коэффициент представляет собой отношение наибольших изгибающих моментов в двухопорном пролетном стержне, возникающих при действии сосредоточенной силы посередине, и эквивалентной ей распределенной нагрузки.

Сдвиг

Боковые силы и их реакции создают пару сил M_{δ} . Получаем, что от ее действия поперечные диафрагмы поворачиваются на одинаковый угол ψ (см. рис. 3).

При этом в каждой секции каждого профиля возникают моменты $M_{\delta i}$ и соответствующие им реакции

$$R_i = \frac{2M_{\delta i}}{l_3}.$$

Таким образом, момент M_{δ} уравновешивается внутренними силами:

$$M_{\delta} = 2 \cdot m \cdot \sum_{i=1}^m M_{\delta i},$$

где m – количество секций.

Уравнения совместности деформаций

$$\psi_i = \psi = \text{const.}$$

В i -й секции, по формуле [2]:

$$\psi = \frac{M_{\delta i} \cdot l_3}{6 \cdot E \cdot I_{xi}}, \quad M_{\delta i} = \frac{6 \cdot E \cdot I_{xi}}{l_3} \cdot \psi.$$

После подстановки и преобразований получаем:

$$M_{\delta} = 2 \cdot m \cdot \frac{\psi \cdot 6 \cdot E}{l_3} \cdot \sum I_{xi}.$$

Отсюда

$$\psi = \frac{M_{\delta} \cdot l_3}{2 \cdot m \cdot 6 \cdot E \cdot I_x}.$$

После повторной подстановки

$$M_{\delta i} = \frac{6 \cdot E \cdot I_{xi}}{l_3} \cdot \frac{M_{\delta} \cdot l_3}{2 \cdot m \cdot 6 \cdot E \cdot I_x} = \frac{M_{\delta}}{2 \cdot m} \cdot \frac{I_{xi}}{I_x}.$$

Тогда нормальные напряжения в i -м стержне от действия боковых сил:

$$\sigma_{xi}^{\delta} = \frac{M_{\delta}}{2 \cdot m \cdot I_x} \cdot \frac{I_{xi}}{W_{xi}}.$$

Касательные напряжения от реакций R_i :

$$\tau_i^{\delta} = \frac{R_i}{F_i} = \frac{M_{\delta}}{I_x} \cdot \frac{1}{l_3 \cdot m} \cdot \frac{I_{xi}}{F_i}.$$

Эквивалентные напряжения

Исходя из принципа суперпозиции и правил определения напряжений при сложном сопротивлении [3], одноименные напряжения суммируются арифметически:

$$\sigma_i = \sigma_{xi} + \sigma_{yi} + \sigma_{xi}^{kp} + \sigma_{yi}^{kp} + \sigma_{xi}^{\delta} + \sigma_{xi}^{\eta} + \sigma_{yi}^{\eta},$$

где $\sigma_{xi}^{\eta}, \sigma_{yi}^{\eta}$ – локальные нормальные напряжения в i -м профиле.

$$\tau_i = \tau_i^{kp} + \tau_i^{\delta} + \tau_i^{\eta},$$

где τ_i^{η} – локальные касательные напряжения в i -м профиле.

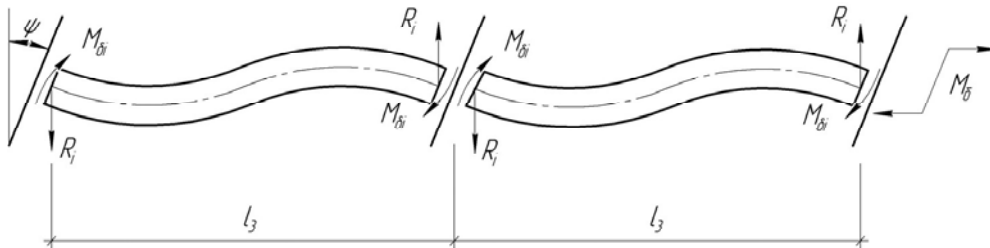


Рис. 3. Вспомогательная расчетная схема для учета боковых сил

Затем эквивалентные напряжения в i -м профиле вычисляются по одной из теорий прочности, например – по III:

$$\sigma_{\text{екв}}^{\text{III}} = \sqrt{\sigma_i^2 + 4 \cdot \tau_i^2}.$$

Анализ полученных результатов

В перспективе полученные аналитические зависимости могут быть использованы для расчета конструкций, относящихся к статически неопределимым пространственным составным стержням.

Выводы

В статически неопределимых пространственных составных стержнях кручение может вызывать нор-

мальные изгибающие напряжения в параллельных профилях.

Список литературы

1. Ржаницын А. Р. Составные стержни и пластинки / Ржаницын А. Р. – М. : Стройиздат, 1986. – 316 с., ил.
2. Справочная книга по расчету самолета на прочность / [Астахов М.Ф., Караваев А.В., Макаров С.Я., Суздальцев Я.Я.]. – М. : Оборонгиз, 1954. – 708 с.
3. Писаренко Г. С. Справочник по сопротивлению материалов / Писаренко Г. С., Яковлев А. П., Матвеев В. В. ; отв. ред. Писаренко Г. С. – 2-е изд., перераб. и доп. – К. : Наук, думка, 1988. – 736 с.

Одержано 20.05.2013

Шевченко В.Г., Рягин С.Л., Журба М.О., Литовский М.В. Розрахунок статично невизначуваних просторових складових стержнів

Отримані аналітичні залежності для розрахунку на міцність статично невизначуваних просторових складових стержнів, які являють собою набір повздожних профілів, з'єднаних поперечними діафрагмами. Показано, що кручення таких стержнів може викликати згин повздожних профілів.

Ключові слова: статично невизначувані просторові складові стержні, розрахунок на міцність.

Shevchenko V., Riagin S., Zhourba M., Litovsky N. Design of statically indeterminable three-dimensional sets of rods

Analytical dependences for strength design of statically indeterminable three-dimensional sets of rods have been obtained. Those rods consist of parallel profiles, connected by perpendicular diaphragms. It has been shown, that torsion of such rods may cause bending of parallel profiles.

Key words: statically indeterminable three-dimensional sets of rods, strength design.

УДК: 531. 31/39:519.85

А. В. Куземко¹, канд. физ.-мат. наук И. А. Костюшко²

¹ Национальный технический университет, ² Национальный университет; г. Запорожье

СТАБИЛИЗАЦИЯ СТАЦИОНАРНОГО ДВИЖЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИ СИММЕТРИЧНОГО КОСМИЧЕСКОГО АППАРАТА С ПОМОЩЬЮ ВНЕШНИХ МОМЕНТОВ

Для динамически симметричного космического аппарата решена задача стабилизации относительного положения равновесия с помощью внешних моментов, формирующихся из постоянных и нелинейных составляющих. В линейной постановке получены условия стабилизации постоянными моментами. В нелинейной постановке показана невозможность стабилизации постоянными моментами, получены условия стабилизации внешними моментами с добавлением нелинейных составляющих.

Ключевые слова: устойчивость, космический аппарат, функция Ляпунова, первое приближение, внешние моменты.

Устойчивость неконсервативных систем – один из разделов механики, имеющий важное практическое значение и вызывавший интерес на протяжении всего минувшего столетия [1, 2]. Задачи исследования устойчивости при рассмотрении систем со следящими и ре-

активными силами, при проектировании современных конструкций в машиностроении, крупногабаритных космических конструкций. Эти же вопросы возникают и при решении задач управления, поскольку нагрузки, возникающие в объектах систем автоматического

регулирования, в большинстве случаев представляют собой неконсервативные силы. Поэтому анализ и обнаружение новых качественных механических эффектов поведения систем под действием неконсервативных нагрузок представляет значительный интерес.

Уравнения движения космического аппарата

Рассматривается движение динамически симметричного космического аппарата, центр масс которого движется по круговой орбите с угловой скоростью $\omega_0 = \text{const}$. Два главных центральных момента равны $A = B$, момент инерции относительно оси симметрии равен C . За обобщенные координаты примем углы Эйлера θ, φ, ψ .

Функция Лагранжа системы имеет вид [3]

$$L = \frac{1}{2} A \left(\dot{\psi}^2 \sin^2 \theta + \dot{\theta}^2 - \omega_0^2 \cos^2 \psi \sin^2 \theta + \right. \\ \left. + \dot{\psi} \omega_0 \cos \psi \sin(2\theta) + 2\omega_0 \dot{\theta} \sin \psi \right) + \\ + \frac{1}{2} C (\dot{\psi} \cos \theta + \dot{\varphi} - \omega_0 \cos \psi \sin \theta)^2 - \frac{3}{2} \omega_0^2 (C - A) \cos^2 \theta.$$

Здесь точка означает дифференцирование по времени t . После исключения циклической координаты φ [4] уравнения движения космического аппарата приводятся к виду:

$$\begin{cases} x_1'' - \frac{1}{2} x_2'^2 \sin 2(x_1 + \theta_0) + x_2' \cos(x_2 + \psi_0) - \\ - x_2' \cos 2(x_1 + \theta_0) \cos(x_2 + \psi_0) + \\ + \frac{1}{2} \sin 2(x_1 + \theta_0) \cos^2(x_2 + \psi_0) + \\ + \beta [x_2' \sin(x_1 + \theta_0) + \cos(x_1 + \theta_0) \cos(x_2 + \psi_0)] - \\ - \frac{3}{2} (\alpha - 1) \sin 2(x_1 + \theta_0) = m_\theta, \\ x_2'' \sin^2(x_1 + \theta_0) + x_1' x_2' \sin 2(x_1 + \theta_0) + \\ + x_1' \cos 2(x_1 + \theta_0) \cos(x_2 + \psi_0) - \\ - x_1' \cos(x_2 + \psi_0) - \frac{1}{2} \sin^2(x_1 + \theta_0) \sin 2(x_2 + \psi_0) - \\ - \beta \sin(x_1 + \theta_0) [x_1' + \sin(x_2 + \psi_0)] = m_\psi, \end{cases} \quad (1)$$

где $x_1 = \theta - \theta_0$, $x_2 = \psi - \psi_0$, $\alpha = \frac{C}{A}$, $\beta = \frac{C\Omega}{A\omega_0}$, $C\Omega$ – циклическая постоянная, отвечающая координате φ . Штрих означает дифференцирование по безразмерному времени $\tau = \omega_0 t$. Выражения для безразмерных стабилизирующих моментов имеют вид:

$$m_\theta = \frac{1}{2} \sin 2\theta_0 \cos^2 \psi_0 + \beta \cos \theta_0 \cos \psi_0 - \\ - \frac{3}{2} (\alpha - 1) \sin 2\theta_0 - \gamma_1 x_1'^3 - d_1 x_2'^2 x_1' - l_1 x_1'^2 x_1',$$

$$m_\psi = -\frac{1}{2} \sin^2 \theta_0 \sin 2\psi_0 - \beta \sin \theta_0 \sin \psi_0 - \\ - \gamma_2 x_2'^3 - d_2 x_1'^2 x_2' - l_2 x_2'^2 x_2', \quad (2)$$

где $\gamma_1, \gamma_2, d_1, d_2, l_1, l_2$ – положительные постоянные. Заметим, что каждой паре значений θ_0 и ψ_0 соответствуют выражения для m_θ и m_ψ , которые в свою очередь определяют ориентацию космического аппарата.

Система (1) имеет тривиальное решение $x_1 = x_2 = 0$, $x_1' = x_2' = 0$, устойчивость которого исследуется в дальнейшем.

Исследование устойчивости в первом приближении

Разделяя нелинейные слагаемые системы (1) в ряды Маклорена, ограничиваясь линейными слагаемыми, получаем систему первого приближения:

$$MX'' + GX' + KX = 0, \quad (3)$$

где

$$X = \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \end{pmatrix}, M = \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & \sin^2 \theta_0 \end{pmatrix}, G = \begin{pmatrix} 0 & g \\ -g & 0 \end{pmatrix}, K = \begin{pmatrix} k_1 & k_2 \\ k_2 & k_3 \end{pmatrix}.$$

Здесь g, k_1, k_2, k_3 – определенные тригонометрические функции углов θ_0 и ψ_0 , линейным образом зависящие от выбора параметров α и β .

Отметим, что матрица M в (3) является положительно определенной.

В случае если матрица K положительно определена, то нулевое положение равновесия системы (3) устойчиво, так как в этом случае нулевое положение потенциальной системы $MX'' + KX = 0$ устойчиво и матрица G не влияет на устойчивость [5].

Условия положительной определенности матрицы K :

$$k_1 > 0, \quad k_1 k_3 - k_2^2 > 0. \quad (4)$$

В случае если матрица K отрицательно определена, то нулевое положение равновесия потенциальной системы $MX'' + KX = 0$ неустойчиво. Однако оба собственных значения матрицы K отрицательны, то есть степень неустойчивости четна, а это означает, что устойчивость равновесия системы (3) зависит от матрицы G и в системе возможна гироскопическая стабилизация [5].

Условия отрицательной определенности матрицы K :

$$k_1 < 0, \quad k_1 k_3 - k_2^2 > 0. \quad (5)$$

Характеристическое уравнение системы (3) имеет вид:

$$\lambda^4 \sin^2 \theta_0 + b\lambda^2 + c = 0, \quad (6)$$

где

$$b = k_1 \sin^2 \theta_0 + k_3 + g^2, \quad c = k_1 k_3 - k_2^2.$$

Уравнение (6) биквадратное. Для устойчивости системы (3) необходимо, чтобы уравнение (6) имело две пары чисто мнимых корней, для этого необходимо выполнение условий:

$$b > 0, \quad c > 0, \quad b^2 - 4c \sin^2 \theta_0 > 0. \quad (7)$$

Таким образом, при выполнении условий (5) и (7) система (3) устойчива и устойчивость достигнута за счет гироскопической стабилизации.

В случае если не выполняются условия (4), (5), то матрица K не является знакоопределенной и нулевое положение равновесия потенциальной системы неустойчиво. Матрица K при этом имеет одно отрицательное и одно положительное собственное значение, т. е. степень неустойчивости нечетна, следовательно, положение равновесия $X = X' = 0$ системы (3) будет неустойчивым при любом выборе матрицы G [5].

Критический случай двух пар чисто мнимых корней

В случаях знакоопределенной матрицы K характеристическое уравнение (6) имеет две пары чисто мнимых корней $\pm i\omega_1, \pm i\omega_2$. Таким образом, из устойчивости в первом приближении нельзя делать вывод об устойчивости нелинейной системы. Для исследования этого критического случая необходимо использовать также нелинейные слагаемые системы (1). Запишем систему (1) в нормальной форме, полагая $y_1 = x_1, y_2 = x_2, y_3 = x_1', y_4 = x_2'$.

Разлагая нелинейные слагаемые системы (1) в ряды Маклорена, ограничиваясь членами третьего порядка включительно, получаем следующую систему дифференциальных уравнений:

$$\begin{cases} \dot{y}_1 = y_3; \\ \dot{y}_2 = y_4; \\ \dot{y}_3 = -k_1 y_1 - k_2 y_2 - g y_4 + Y_{12} + Y_{13} + \dots; \\ \dot{y}_4 = \frac{1}{\sin^2 \theta_0} (-k_2 y_1 - k_3 y_2 + g y_3) + Y_{22} + Y_{23} + \dots \end{cases} \quad (8)$$

Здесь многоточие означает совокупность слагаемых порядка не ниже четвертого; Y_{12}, Y_{22} содержат квадратичные, а Y_{13} и Y_{23} кубические слагаемые аргументов y_1, y_2, y_3, y_4 . $Y_{13}(y_1, y_2, y_3, y_4), Y_{23}(y_1, y_2, y_3, y_4)$ – кубические слагаемые, и являются определенными функциями аргументов $\alpha, \beta, \theta_0, \psi_0, \gamma_i, d_i, l_i$ ($i = 1, 2$).

$$\begin{cases} z_1 = c_1 y_1 + c_2 y_2 + c_3 y_3 + c_4 y_4, \\ z_2 = a_1 y_1 + a_2 y_2 + a_3 y_3 + a_4 y_4, \\ z_3 = \overline{z_1} = \overline{c_1} y_1 + \overline{c_2} y_2 + \overline{c_3} y_3 + \overline{c_4} y_4, \\ z_4 = \overline{z_2} = \overline{a_1} y_1 + \overline{a_2} y_2 + \overline{a_3} y_3 + \overline{a_4} y_4. \end{cases} \quad (9)$$

Здесь черта означает сопряжение, комплексные постоянные c_i, a_i ($i = \overline{1, 4}$) выбираем таким образом, чтобы для линейных слагаемых выполнялись соотношения

$$\frac{dz_1}{d\tau} = i\omega_1 z_1, \quad \frac{dz_2}{d\tau} = i\omega_2 z_2, \quad \frac{dz_3}{d\tau} = -i\omega_1 z_3, \quad \frac{dz_4}{d\tau} = -i\omega_2 z_4.$$

Обратная замена переменных может быть представлена в виде:

$$\begin{cases} y_1 = m_{11} z_1 + m_{12} z_2 + m_{13} z_3 + m_{14} z_4, \\ y_2 = m_{21} z_1 + m_{22} z_2 + m_{23} z_3 + m_{24} z_4, \\ y_3 = m_{31} z_1 + m_{32} z_2 + m_{33} z_3 + m_{34} z_4, \\ y_4 = m_{41} z_1 + m_{42} z_2 + m_{43} z_3 + m_{44} z_4. \end{cases} \quad (10)$$

Здесь m_{ij} ($i, j = \overline{1, 4}$) – известные комплексные величины.

В результате замены переменных (10) система (8) принимает вид:

$$\begin{cases} \dot{z}_1 = i\omega_1 z_1 + Z_{12}(z_1, z_2, z_3, z_4) + Z_{13}(z_1, z_2, z_3, z_4) + \dots, \\ \dot{z}_2 = i\omega_2 z_2 + Z_{22}(z_1, z_2, z_3, z_4) + Z_{23}(z_1, z_2, z_3, z_4) + \dots, \\ \dot{z}_3 = -i\omega_1 z_3 + \overline{Z_{12}}(z_1, z_2, z_3, z_4) + \overline{Z_{13}}(z_1, z_2, z_3, z_4) + \dots, \\ \dot{z}_4 = -i\omega_2 z_4 + \overline{Z_{22}}(z_1, z_2, z_3, z_4) + \overline{Z_{23}}(z_1, z_2, z_3, z_4) + \dots, \end{cases} \quad (11)$$

где

$$\begin{aligned} Z_{12}(z_1, z_2, z_3, z_4) &= c_3 \tilde{Y}_{12} + c_4 \tilde{Y}_{22}, \\ Z_{13}(z_1, z_2, z_3, z_4) &= c_3 \tilde{Y}_{13} + c_4 \tilde{Y}_{23}, \\ Z_{22}(z_1, z_2, z_3, z_4) &= a_3 \tilde{Y}_{12} + a_4 \tilde{Y}_{22}, \\ Z_{23}(z_1, z_2, z_3, z_4) &= a_3 \tilde{Y}_{13} + a_4 \tilde{Y}_{23} \end{aligned}$$

функции $\tilde{Y}_{ij}$ получаются из Y_{ij} путем подстановки (10).

С помощью полиномиального преобразования переменных $(z_1, z_2, z_3, z_4) \rightarrow (w_1, w_2, w_3, w_4)$, систему (11) можно привести к нормальной форме:

$$\begin{cases} \dot{w}_1 = i\omega_1 w_1 + A_{11} w_1^2 \overline{w_1} + A_{12} w_1 w_2 \overline{w_2} + \dots, \\ \dot{w}_2 = i\omega_2 w_2 + A_{21} w_1 w_2 \overline{w_1} + A_{22} w_2^2 \overline{w_2} + \dots \end{cases} \quad (12)$$

Коэффициенты A_{11}, A_{12} равны соответствующим коэффициентам при $z_1^2 z_3, z_1 z_2 z_4$ в разложении

функции $Z_{13}(z_1, z_2, z_3, z_4)$, коэффициенты A_{21} , A_{22} – коэффициентам при $z_1 z_2 z_3$, $z_2^2 z_4$ в разложении функции $Z_{23}(z_1, z_2, z_3, z_4)$.

Согласно теоремы Каменкова [6, 7], положение равновесия $w_1 = w_2 = w_1' = w_2' = 0$ системы (12) асимптотически устойчиво при одновременном выполнении трех условий:

- 1) $\operatorname{Re} A_{11} < 0$, 2) $\operatorname{Re} A_{22} < 0$, 3) если $\operatorname{Re} A_{12} > 0$ и $\operatorname{Re} A_{21} > 0$, то $\Delta = \operatorname{Re} A_{11} \operatorname{Re} A_{22} - \operatorname{Re} A_{12} \operatorname{Re} A_{21} > 0$.

В случае строгого нарушения знака хотя бы в одном из приведенных условий, положение равновесия будет неустойчивым.

Аналитический анализ позволяет утверждать, что в случае отрицательной определенности матрицы K , всегда имеет место нарушение условий Каменкова, т.е. нулевое положение равновесия нелинейной системы (1) всегда неустойчиво, в то время как линейной системы первого приближения устойчиво при выполнении условий (5), (7).

В случае положительной определенности матрицы K , всегда можно найти нетривиальные значения параметров задачи γ_i, d_i, l_i ($i = 1, 2$), при которых условия Каменкова будут выполнены, т.е. имеет место асимп-

тотическая устойчивость тривиального решения системы (1), при этом в случае $\gamma_i = d_i = l_i = 0$ ($i = 1, 2$) нулевое положение равновесия системы (1) неустойчиво, или иными словами стабилизация движения постоянными моментами невозможна.

Полученные аналитические результаты подтверждаются численными, что свидетельствует об их достоверности.

Список литературы

1. Болотин В. В. Неконсервативные задачи теории упругой устойчивости / В. В. Болотин // М.: Физматгиз, 1961. – 339 с.
2. Филин А. П. Прикладная механика твердого деформируемого тела Т. 3 / А. П. Филин // М.: Наука, 1981. – 400 с.
3. Белецкий В. В. Движение спутника относительно центра масс в гравитационном поле / В. В. Белицкий // М.: Изд-во Московского университета, 1975. – 308 с.
4. Маркеев А. П. Теоретическая механика / А. П. Маркеев // М.: ЧеРо, 1999. – 572 с.
5. Четаев Н. Г. Устойчивость движения / Н. Г. Четаев // М.: Наука, 1965. – 208 с.
6. Каменков Г. В. Избранные труды Т. 1 / Г. В. Каменков // Устойчивость движения. Колебания. Аэродинамика. – М.: Наука, 1971. – 256 с.
7. Хазин Л. Г. Устойчивость критических положений равновесия / Л. Г. Хазин, Э. Э. Шноль // Пушино, 1985. – 216 с.

Одержано 29.05.2013

Куземко А.В., Костюшко І.А. Стабілізація стаціонарного руху динамічно симетричного космічного апарату за допомогою зовнішніх моментів

Для динамічно симетричного космічного апарату вирішена задача стабілізації відносного положення рівноваги за допомогою зовнішніх моментів, які формуються з постійних і нелінійних складових. У лінійній постановці отримано умови стабілізації постійними моментами. У нелінійній постановці показана неможливість стабілізації постійними моментами, отримано умови стабілізації зовнішніми моментами з додаванням нелінійних складових.

Ключові слова: стійкість, космічний апарат, функція Ляпунова, перше наближення, зовнішні моменти.

Kuzemko A., Kuzemko I. Stabilization of the steady motion of a dynamically symmetric spacecraft with the help of external moments

For a dynamically symmetric spacecraft the problem of stabilization of the relative equilibrium with the external side, the emerging of the permanent and non-linear components is solved. In the linear formulation conditions for the stabilization constant moments were obtained. In the nonlinear setting the impossibility of stabilizing the constant moments, we obtain conditions for the stabilization of the external moments with the addition of non-linear components.

Key words: stability, spacecraft, Lyapunov function, the first approximation, the external moments.

УДК 621

Д-р техн. наук А. Ш. Асатурян, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, А. А. Мязин

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЛУБИНЫ ЗАЛЕГАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ АБСОЛЮТНО ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ

Рассматривается глубина залегания пластических деформаций металлических материалов, возникающих в тонком поверхностном слое деформируемого твердого тела с произвольной поверхностью в результате контактного взаимодействия с абсолютно твердыми частицами малой массы конечной геометрии с достаточно высокой плотностью количества частиц на единицу поверхности тела.

Ключевые слова: деформация, остаточное напряжение, удар.

Введение

В данной работе рассматривается контактное взаимодействие деформируемого твердого тела (в дальнейшем просто тела) с произвольной поверхностью и абсолютно твердых сферических частиц малой массы (с достаточно высокой плотностью количества частиц на единицу поверхности тела). Скорость частиц при ударе была такова, что возникающие в области контакта ударные волны вызывали лишь довольно слабую деформацию поверхностного слоя тела. Вместе с тем, размеры области контакта были достаточно малы, так что напряжение в этой зоне быстро убывает с увеличением расстояния от области контакта. Поэтому зона, представляющая практический интерес, находится в тонком поверхностном слое тела.

Так как размеры поверхности тела достаточно велики по сравнению с площадью области контакта, то напряжения в этой зоне слабо зависят от конфигурации поверхности тела вдали от области контакта, а также от точного способа закрепления тела. Напряжения с достаточно хорошей степенью приближения можно вычислить, рассматривая тело как бесконечную упругую среду, ограниченную плоской поверхностью. Эта идеализация, в которой тело с поверхностью произвольного профиля интерпретируется как тело, ограниченное лишь плоской поверхностью, часто используется в контактных задачах теории упругости. Она упрощает граничные условия и обеспечивает возможность использовать хорошо разработанный, применительно к задачам для упругого полупространства, аппарат теории упругости.

Мы полагаем, что в виду хаотического ударного воздействия в течении длительного времени большого числа частиц на исследуемое тело, вся поверхность последнего равномерно покрывается областями контактного взаимодействия с ударяющими частицами и напряженно-деформируемое состояние формируется одинаково во всех точках локальных контактов. Причем,

здесь рассматриваются только волны давления, пренебрегая волнами искажения в силу интерференционных эффектов.

Напряжение в тонком поверхностном слое деформируемого твердого тела

Мгновенно, вслед за ударом частицы, самый близкий к поверхности тела элемент массы $\rho \cdot S dx$ приобретает скорость V_1 (ρ – плотность изучаемого тела, S – площадь области контакта, V_1 – скорость частицы в момент удара). Далее от зоны контакта вглубь тела распространяется импульс давления со скоростью V_s

$$\rho \cdot S dx \cdot V_1,$$

фронт волны которого за время dt пройдет расстояние

$$dx = V_s \cdot dt.$$

С другой стороны, от зоны контакта вглубь тела со скоростью V_s распространяется напряжение σ , отнесенное к площади контакта

$$\sigma \cdot S dt.$$

Тогда закон сохранения количества движения для элемента массы тела имеет вид

$$\sigma \cdot S dt = \rho \cdot S dx \cdot V$$

или

$$\sigma \cdot S dt = \rho \cdot V_s \cdot V_1 \cdot S dt.$$

Теперь можно получить уравнение, определяющее связь напряжения, физических свойств материала деформированного твердого тела и скорости удара системы абсолютно твердых частиц малой массы

$$\sigma = \rho \cdot V_s \cdot V_1. \quad (1)$$

Следовательно, в наших условиях напряжения, возникающие в поверхностном слое тела, пропорциональ-

ны скорости удара частиц, физическим свойствам материала тела (скорости распространения импульса давления) и не зависят от массы ударяющих частиц. Соотношение (1) можно использовать для определения скорости удара частиц V_1 , при известном поверхностном напряжении σ_0 :

$$V_1 = \frac{\sigma_0}{\rho \cdot V_s}.$$

После несложных преобразований уравнения (1), учитывая, что $V_s = \sqrt{\frac{2(1-\nu)G}{1-2\nu}\rho}$, где ν – коэффициент Пуассона, можно получить:

$$\sigma = G \cdot \frac{\rho \cdot V_1 \cdot V_s}{G} = G \cdot \frac{2(1-\nu)}{1-2\nu} \cdot \frac{V_1}{V_s}.$$

Полагая $\alpha = \frac{2(1-\nu)}{1-2\nu} \cdot \frac{V_1}{V_s}$, получаем уравнение возникающих напряжений в поверхностном слое исследуемого тела вида

$$\sigma = \alpha \cdot G. \quad (2)$$

Уравнение движения волны пластической деформации в твердом деформируемом теле при ударе

При ударных нагружениях, вызывающих неупругие деформации твердого тела, за упругой волной сжатия, движущейся со скоростью V_s , следует более медленная пластическая волна [1, 2], глубину проникновения которой в глубь тела обозначим через h .

Так как скорость нагружения при ударе достаточно высокая, т. е. динамические эффекты могут быть существенными, необходимо учитывать инерционные силы материальных элементов проходящих через деформированную область [1–3]. Силы инерции материальных элементов можно записать как

$$\rho \cdot \frac{d^2 h}{dt^2}, \quad (3)$$

где ρ – плотность тела.

Силы сопротивления пластической деформации F материальных элементов тела, отнесенных к объему поверхностного слоя последнего, представим как

$$\frac{F \cdot \left(\frac{h}{\delta}\right)^2}{h \cdot S} \quad \text{или} \quad \frac{F/S}{\delta^2} \cdot h,$$

где δ – толщина тела. Так как отношение $\frac{F}{S} = \sigma$, то силы сопротивления пластической деформации можно записать как

$$\frac{\sigma}{\delta^2} \cdot h.$$

Учитывая уравнение (2), получаем

$$\frac{G \cdot \alpha}{\delta^2} \cdot h. \quad (4)$$

Среднее за период значение потока энергии внешнего воздействия, обусловленное хаотическим ударным воздействием твердых частиц, пропорционально массе частицы $\rho_1 \cdot r^3$ и квадрату их средней скорости ударов по поверхности тела, отнесенных к поверхности воздействия частиц (здесь ρ_1 – плотность материала частиц, а r – средний радиус частицы). Причем, число колебаний поверхности рассматриваемого тела при воздействии потока внешнего воздействия в течении промежутка времени полагаем равным $\frac{V_1}{r} t$. Тогда можно получить математическое выражение потока энергии внешнего воздействия в виде:

$$\rho_1 \cdot r \cdot \left(\frac{V_1}{r}\right)^2 \cdot \frac{V_1}{r} t. \quad (5)$$

Исходя из выше изложенного, т. е. выражений (3), (4) и (5), получаем приближенное дифференциальное уравнение движения волны пластической деформации в поверхностном слое деформируемого твердого тела при ударе

$$\rho \frac{d^2(h)}{dt^2} + \frac{G \cdot \alpha}{\delta^2} h = K \cdot r \cdot \rho_1 \cdot \left(\frac{V_1}{r}\right)^3 \cdot t \quad (6)$$

с начальными условиями при $t = 0$: $h(0) = 0$, $h'(0) = 0$, (K – коэффициент пропорциональности).

Проведя несложные преобразования, получаем уравнение движения волны пластической деформации в теле при ударе в безразмерном виде

$$\frac{d^2\left(\frac{h}{r}\right)}{dt^2} + \frac{G \cdot \alpha}{\rho \cdot \delta^2} \cdot \frac{h}{r} = K \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \left(\frac{V_1}{r}\right)^3 \cdot t. \quad (7)$$

Если положить, что

$$z = \frac{h}{r}, \quad \omega = \frac{\sqrt{G \cdot \alpha / \rho}}{\delta}, \quad \omega_1 = \frac{V_1}{r}, \quad A = K \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \omega_1^3,$$

то дифференциальное уравнение (7) движения пластической волны по телу принимает вид:

$$\frac{d^2 z}{dt^2} + \omega^2 \cdot z = A \cdot t$$

с начальными условиями при $t = 0$: $z(0) = 0$, $z'(0) = 0$.

Решая полученное дифференциальное уравнение операционным методом, находим

$$z(t) = K \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \frac{\omega_1^3}{\omega^2} \left(t - \frac{\sin(\omega t)}{\omega} \right)$$

или

$$\frac{h}{r} = K \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \frac{\omega_1^3}{\omega^2} \left(t - \frac{\sin(\omega t)}{\omega} \right). \quad (8)$$

Из уравнения (8) следует, что отношение глубины залегания остаточных напряжений к размеру ударяющей частицы прямо пропорционально величине энергии ударяющей частицы $\rho_1 \cdot \omega_1^2$, скорости частиц, бомбардирующих тело, V_1 и обратно пропорционально величине энергии продольной волны в исследуемом теле $\rho \cdot \omega^2$.

Дифференцируя уравнение (8) по t и приравнявая полученный результат нулю, получаем время движения волны пластической деформации

$$t = \frac{2\pi}{\omega}$$

и значение максимальной глубины пластической области $h_{\max}$

$$h_{\max} = 2\pi r \cdot K \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \frac{\omega_1^3}{\omega^3}. \quad (9)$$

Для определения неизвестного коэффициента пропорциональности K в уравнении (9), можно использовать экспериментальные данные, приведенные в работе [4], а значение скорости удара частиц можно определить, исходя из соображений изложенных в работе [5].

Для примера рассмотрим результаты опытов, проведенных авторами работы [4] (стр. 126–128, рис. 1.68 – 1.71) После несложных вычислений получим приближенное значение коэффициента пропорциональности: $K = 7,74$. Тогда, уравнение (8) переписывается как

$$\frac{h}{r} = 7,74 \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \frac{\omega_1^3}{\omega^2} \cdot \omega_1 \left(t - \frac{\sin(\omega t)}{\omega} \right), \quad (10)$$

а уравнение (9), принимает вид

$$h_{\max} = 15,48\pi r \cdot \frac{\rho_1}{\rho} \cdot \frac{\omega_1^3}{\omega^3}. \quad (11)$$

На рис. 1 графически представлено зависимость безразмерного отношения максимальной глубины пластической деформации к радиусу бомбардирующих частиц $\frac{h_{\max}}{r}$ и отношения частот $\frac{\omega_1}{\omega}$. Сплошная линия

отражает полученное уравнение (11), а точками обозначены экспериментальные данные, полученные из результатов опытов, представленных в работе [4].

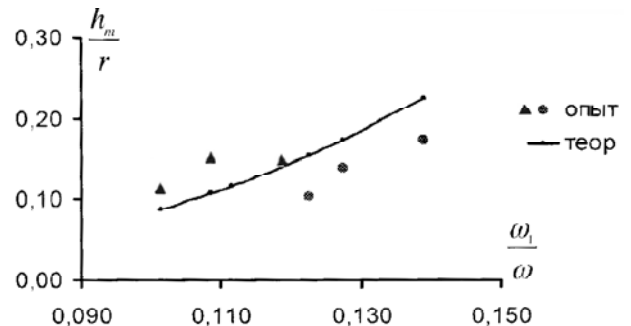


Рис. 1. Зависимость безразмерного отношения максимальной глубины пластической деформации к радиусу бомбардирующих частиц $\frac{h_{\max}}{r}$ и отношения частот $\frac{\omega_1}{\omega}$; ● – VT8, ▲ – VT3-1

Как следует из рис. 1, экспериментальные значения $\frac{h_{\max}}{r}$ для титановых материалов VT8 и VT3-1 в общем удовлетворяют тенденции изменения этой характеристики с увеличением отношения частот $\frac{\omega_1}{\omega}$. Вышеуказанные титановые материалы отличаются химическим составом; причем, титан марки VT3-1 является более легированным и, соответственно, имеющий более высокий модуль сдвига G , что снижает глубину залегания активной зоны поля упругих напряжений.

Безусловно, для получения более точного значения коэффициента пропорциональности K , требуется обобщение значительно большего количества опытов, чем приведено в работе [4].

Список литературы

1. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия / Джонсон К. – М. : Мир, 1929. – 510 с.
2. Тимошенко С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко, Гудьер Дж. ; [пер с англ. ; под ред. Г. С. Шапиро]. – М. : Наука, 1979. – 560 с.
3. Саверин М. М. Дробеструйный наклеп / М. М. Саверин. – М. : Машгиз, 1955. – 312 с.
4. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД / [Богуслаев В. А., Яценко В. К., Жеманюк П. Д. и др.] – Запорожье : изд. ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.
5. Асатурян А. Ш. Об ультразвуковом упрочнении металлических материалов / Асатурян А. Ш., Мязин А. А., Пухальская Г. В // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2 – С. 46–49.

Одержано 06.06.2013

Асатурян А.Ш., Ольшанецкий В.Ю., Мязін О.О. Визначення глибини залягання пластичних деформацій металевих матеріалів при ударному впливі абсолютно твердих частинок

Розглядається глибина залягання пластичних деформацій металевих матеріалів, що виникають в тонкому поверхневому шарі деформованого твердого тіла з довільною поверхнею в результаті контактної взаємодії з абсолютно твердими частинками малої маси кінцевої геометрії з досить високою щільністю кількості частинок на одиницю поверхні тіла.

Ключові слова: деформація, залишкова напруга, удар.

Asaturian A., Olshanetskiy V., Miasin A. Determination of the plastic deformation depth of metal materials under the impact action of absolutely solid particles

Plastic deformation depth of metal materials arising in the thin surface layer of deformed solid body with arbitrary surface as the result of the contact interaction with absolutely solid small mass particles of finite geometry with sufficiently high density of particles per unit of surface the body was researched.

Key words: deformation, residual stresses, blow.

УДК 514.174

А. И. Зинченко

Национальный университет, г. Запорожье

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ОБОБЩЕННЫХ ТРАПЕЦИЙ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ОПТИМАЛЬНОГО РАСКРОЯ

Введено понятие внутреннего и внешнего x - диаметра обобщенной трапеции, через которые выражаются допустимые сдвиги фигур на плоскости, при котором не происходит их наложения. Показана связь введенных понятий с задачей оптимального раскроя. Получены явные формулы для вычисления x - диаметров в случае, когда боковые стороны обобщенной трапеции являются дугами окружностей.

Ключевые слова: оптимальный раскрой, обобщенная трапеция, внутренний x - диаметр, внешний x - диаметр, плотная укладка.

Введение

Одним из способов экономии сырья при штамповке деталей есть использование оптимального раскроя. В задачах оптимального раскроя как регулярного, так и иррегулярного, есть группа алгоритмов, которые основаны на следующей идее: в заданной области размещаются фигуры, а потом они сдвигаются так, чтобы они образовывали плотную укладку.

Обычно при этом рассматривается два вида движения фигур: параллельный перенос вдоль некоторого направления и поворот относительно некоторой точки. Как правило, длина вектора переноса и величина угла поворота определяются итерационно.

В данной статье получены явные формулы, позволяющие находить вектор переноса для такого, практически важного случая, когда контуры фигур состоят из дуг окружностей.

Обзор литературы

Вопросам оптимального раскроя посвящено большое количество литературы, среди которых отметим

фундаментальные монографии [1–3]. В настоящее время в Украине исследования по оптимальному раскрою сосредоточены в институте проблем машиностроения (г. Харьков), координирует которые член-корреспондент АН Украины Стоян Ю.Г. [4, 5]. Отметим так же деятельность интернациональной научной группы ЕЗИКУП, результаты деятельности которых освещены на сайте [6].

Для описания условия отсутствия перекрытия фигур чаще всего используют Φ -функции [7], однако их построение является громоздкой процедурой [8]. Более простым аппаратом является использование аппарата обобщенных трапеций, введенных автором в [9]. Данная статья продолжает эти исследования в направлении получения явных аналитических выражений для искомых параметров.

Постановка задачи

Пусть на плоскости даны две фигуры F и G , ограниченные отрезками и дугами окружностей и имеющие непересекающиеся окрестности, и выбрано направление. Выберем систему координат так, чтобы

выбранное направление совпадало с осью абсцисс.

Требуется найти такой вектор $\vec{a}$ минимальной длины, параллельный оси OX , при смещении на который фигуры F , происходит соприкосновение фигур F и G .

Определение. Обобщенной трапецией называется фигура, ограниченная двумя горизонтальными параллельными прямыми (верхнее и нижнее основания) и двумя кривыми, каждая из которых есть либо отрезок, либо дуга окружности.

Определение. Внутренним (внешним) x -диаметром обобщенной трапеции будем называть длину горизонтального отрезка минимальной (максимальной) длины, концы которого лежат на данной трапеции. Внутренний x -диаметр будем обозначать d_x , а внешний через D_x .

Угловой точкой фигуры будем называть точку, в которой касательная не существует или горизонтальна. Через угловые точки каждой из фигур проведем горизонтальные касательные. Тогда область, расположенная между фигурами, разобьется на обобщенные трапеции. Задача сводится к вычислению внутренних x -диаметров каждой из таких обобщенных трапеций и выбору минимального из этих x -диаметров.

В задачах поиска однорядного прямого регулярного раскроя для одностипных фигур шаг в качестве шага трансляции нужно брать максимальный из внешних x -диаметров трапеций, на которые делится заданная фигура (рис. 1).

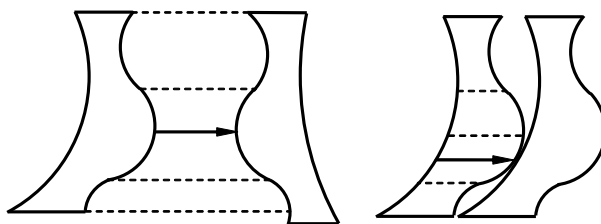


Рис. 1. Применение x -диаметров для определения допустимых сдвигов

В данной статье мы получим явные формулы как для внешнего, так и для внутреннего x -диаметров обобщенных трапеций, у которых боковые стороны являются дугами.

Пусть левая дуга – дуга окружности радиуса r_1 с центром в точке (x_1, y_1) , а правая дуга – дуга окружности радиуса r_2 с центром в точке (x_2, y_2) .

Если уравнение прямой, содержащей нижнее (верхнее) основание этой трапеции, имеет вид

$$y = a \quad (y = b),$$

то координаты вершин трапеции будут следующими

$$A(x_1 + \varepsilon \cdot s_1(a), a), B(x_2 + \eta \cdot s_2(a), a), \\ C(x_2 + \eta \cdot s_2(b), b), D(x_1 + \varepsilon \cdot s_1(b), b).$$

Здесь $\varepsilon = \pm 1$ в зависимости от того, выгнута левая дуга вправо или влево, $\eta = \pm 1$ в зависимости от того, выгнута правая дуга вправо или влево,

$$s_i(t) = \sqrt{r_i^2 - (y_i - t)^2}. \quad (1)$$

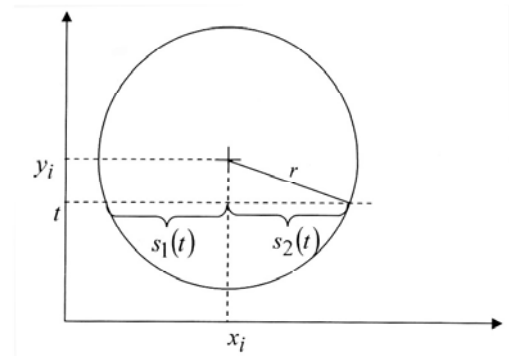


Рис. 2. К определению величины $s(t)$

Обозначим длину отрезка, лежащего на прямой $y = t$, с концами на боковых сторонах трапеции, через $l(c)$, где $a \leq c \leq b$. Тогда длина верхнего основания

$$l(b) = |AB| = x_2 - x_1 + \eta \cdot s_2(b) - \varepsilon \cdot s_1(b), \quad (2)$$

а нижнего основания

$$l(a) = |CD| = x_2 - x_1 + \eta \cdot s_2(a) - \varepsilon \cdot s_1(a). \quad (3)$$

В случае двух дуг функция $l(c)$ на интервале $c \in (a, b)$ либо является монотонной, либо имеет единственный локальный экстремум.

Перейдем к рассмотрению частных случаев.

1. $\varepsilon = 1, \eta = -1$.

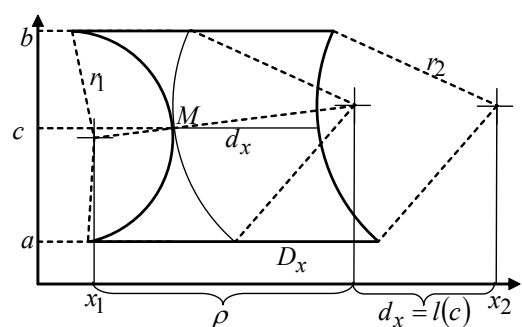


Рис. 3. Случай двух вогнутых дуг

В этом случае, очевидно, что внешний x -диаметр равен

$$D_x = \max\{l(a), l(b)\}.$$

Найдем внутренний x -диаметр. Предположим, что мы сдвинули стороны трапеции так, что боковые дуги

касаются друг друга. Поскольку точка касания расположена на прямой, содержащей центры этих дуг, то расстояние ρ между проекциями центров сдвинутых окружностей можно найти из соотношения

$$\rho = \sqrt{(r_1 + r_2)^2 - (y_1 - y_2)^2}, \quad (4)$$

а величина сдвига

$$l(c) = x_2 - x_1 - \rho. \quad (5)$$

Ордината точки касания вычисляется по формуле

$$c = y_1 + (y_2 - y_1) \frac{r_1}{r_1 + r_2}, \quad \text{если } y_1 \leq y_2 \quad (6)$$

и

$$c = y_2 + (y_1 - y_2) \frac{r_2}{r_1 + r_2}, \quad \text{если } y_1 > y_2. \quad (7)$$

Значит для данной трапеции внутренний x - диаметр

$$d_x = \begin{cases} \min\{l(a), l(b)\}, & c \notin (a, b) \\ l(c), & c \in (a, b) \end{cases}.$$

2. $\varepsilon = -1, \eta = 1$.

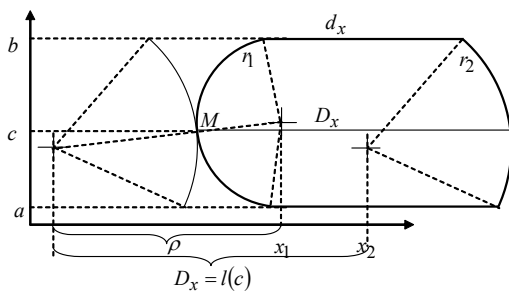


Рис. 4. Случай двух выпуклых дуг

В этом случае, очевидно $d_x = \min\{l(a), l(b)\}$.

Для нахождения внешнего x - диаметра снова сдвинем боковые стороны так, чтобы боковые дуги касались друг друга. Находим расстояние между проекциями центров по формуле (4) и величину сдвига

$$l(c) = x_2 - x_1 + \rho. \quad (8)$$

Ордината точки касания вычисляется по тем же формулам (6) и (7).

Значит для данной трапеции внешний x - диаметр

$$D_x = \begin{cases} \max\{l(a), l(b)\}, & c \notin (a, b) \\ l(c), & c \in (a, b) \end{cases}.$$

3. $\varepsilon = \eta = \pm 1$.

Опять сдвинем стороны трапеции так, что соответствующие боковым дугам полуокружности касались друг друга внутренним образом. Если это невозможно сделать, а это равносильно тому, что

$$|y_2 - y_1| + \min\{r_1, r_2\} > \max\{r_1, r_2\}, \quad (9)$$

то тогда (рис. 6)

$$d_x = \min\{l(a), l(b)\}, \quad D_x = \max\{l(a), l(b)\}. \quad (10)$$

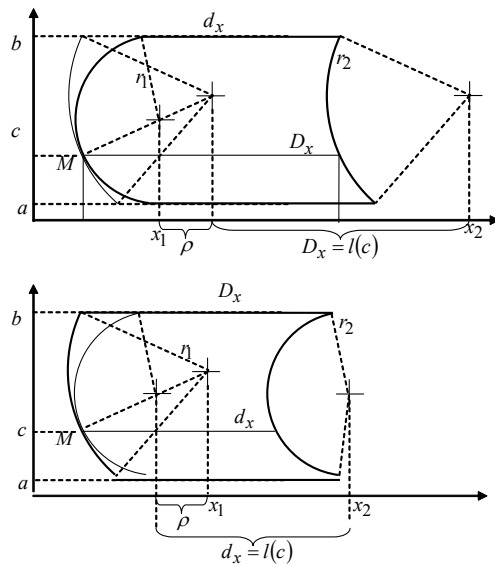


Рис. 5. Случай дуг разной ориентации

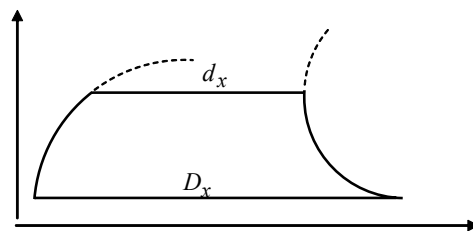


Рис. 6. К определению внешнего и внутреннего x - диаметров

Пусть теперь условие (9) не выполняется, то есть касание возможно. Ордината c точки касания определяется по формуле

$$c = y_i + (y_j - y_i) \frac{r_{\max} - r_{\min}}{r_{\min}},$$

где $r_{\max} = \max\{r_1, r_2\}$, $r_{\min} = \min\{r_1, r_2\}$, y_i (y_j) – ордината центра окружности большего (меньшего) радиуса. Если $c \notin (a, b)$, то в этом случае также применимы формулы (10).

Рассмотрим случай, когда $c \in (a, b)$. Возможны два варианта.

Если после сдвига порядок дуг не поменялся, то $D_x = \max\{l(a), l(b)\}$, а

$$d_x = x_2 - x_1 + \rho, \quad (11)$$

где расстояние ρ между проекциями центров сдвинутых окружностей можно найти из соотношения

$$\rho = \sqrt{(r_{\max} - r_{\min})^2 - (y_1 - y_2)^2}. \quad (12)$$

Если после сдвига порядок дуг поменялся, то $d_x = \min\{l(a), l(b)\}$, а

$$D_x = x_2 - x_1 - \rho. \quad (13)$$

где расстояние ρ также вычисляется по формуле (12).

Выводы и перспективы исследований

В статье предлагается решение одной из подзадач, возникающих в задачах оптимального раскроя – задачи определения допустимых сдвигов фигур. Задача сводится к определению x - диаметров обобщенных трапеций. Для частного случая, когда боковые стороны трапеций являются дугами, получены аналитические выражения для вычисления внешнего и внутреннего x - диаметров.

В дальнейшем планируется получить формулы для вычисления x - диаметров обобщенных трапеций, у которых одна из боковых граней является отрезком, а другая – дугой. Это позволит получить полное описание алгоритма нахождения допустимых сдвигов.

Список литературы

1. Канторович Л. В. Рациональный раскрой промышленных материалов / Л. В. Канторович, В. А. Залгаллер. – Новосибирск : Наука, 1971.

2. Мухачева Э. А. Рациональный раскрой промышленных материалов. Применение АСУ / Э. А. Мухачева. – М. : Машиностроение, 1984. – 176 с.
3. Бабаев Ф. В. Оптимальный раскрой материалов с помощью ЭВМ / Ф. В. Бабаев. – М. : Машиностроение, 1982. – 168 с.
4. Стоян Ю. Г. Размещение геометрических объектов / Ю. Г. Стоян. – К. : Наукова думка, 1975. – 239 с.
5. Стоян Ю. Г. Периодическое размещение геометрических объектов. / Ю. Г. Стоян, А. А. Панасенко. – К. : Наукова думка, 1978. – 174 с.
6. <http://paginas.fe.up.pt/~esicup/tiki-index.php>
7. Стоян Ю. Г. Псевдонормализованные Ц-функции для двумерных ц-объектов / Стоян Ю. Г., Романова Т. Е., Чернов Н. И. //Доповіді НАН України. – 2011. – С. 29–34.
8. Полный класс Ц-функций для базовых двумерных ц-объектов / [Ю. Г. Стоян, Т. Е. Романова, Н. И. Чернов, А. В. Панкратов] // Доповіді НАН України. – № 12. – 2010. – С. 25–30.
9. Величко І. Г. Аналітичний спосіб визначення кроку штампування при однорядному регулярному розкрої / І. Г. Величко, А. І. Зінченко // Вісник двигунобудування. – 2011. – № 1. – С. 113–116.

Одержано 06.06.2013

Зінченко А.І. Удосконалення методу узагальнених трапецій розв'язку задач оптимального розкрою

Введено поняття внутрішнього й зовнішнього x - діаметра узагальненої трапеції, через які виражаються допустимі зрушення фігур на площині, при яких не відбувається їх накладення. Показаний зв'язок уведених понять із задачею оптимального розкрою. Отримані явні формули для обчислення x - діаметрів у випадку, коли бічні сторони узагальненої трапеції є дугами кіл.

Ключові слова: оптимальний розкрій, узагальнена трапеція, внутрішній x - діаметр, зовнішній x - діаметр, щільне укладання.

Zinchenko A. Improvement of the method of generalized trapeze solving optimal cutting

We introduce the concept of internal and external diameter of the x - generalized trapezoid used to express the allowable shifts figures in the plane in which they are not overlapping. The connection between introduced concepts with the objective of optimal cutting is shown. Explicit formulas for calculating the x - diameter when generalized trapezoidal sides are circular arcs are propoused.

Key words: optimal cutting, generalized trapezoid, internal x - diameter, outer x - diameter, dense packing.

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ НА РОЗПОДІЛ НОРМАЛЬНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ГРАНИЧНИХ УМОВ НА НИЖНІЙ ГРАНИЦІ ОДНОШАРОВОЇ ОСНОВИ У ВИПАДКУ ОСЕСИМЕТРИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Отримано точний розв'язок задачі про визначення форми поверхні термопружного шару, який деформується під впливом поверхневої температури. Розглянуті випадки, коли нижня межа, яка зчеплена з абсолютно жорстким півпростором, теплоізована або на ній підтримується постійна температура. Чисельно розв'язані задачі, коли область нагріву представляє собою круг, радіус якого дорівнює товщині шару або в три рази перевищує його. Отримані чисельні оцінки впливу температурного режиму нижньої межі шару на форму верхньої межі в області нагріву.

Ключові слова: одношарова основа, нормальні переміщення, термопружність, інтегральне перетворення Ханкеля, функція Бесселя.

Вступ

Пружні багатошарові основи використовуються для моделювання шаруватих конструкцій. На практиці подібні об'єкти зазвичай експлуатуються під впливом температури, тому для них потрібно враховувати й температурні навантаження. Цим самим задачу будемо розглядати у рамках незв'язної термопружності.

Класичними роботами в області термопружності шаруватих середовищ є роботи [1–10]. У роботах [11, 12] для визначення напружено-деформівного стану шаруватих тіл використовуються функції Гріна. Тривимірним задачам термопружності для пластин присвячені статті [13, 14]. Метод розв'язання, що буде застосований в даній статті, був започаткований у [15] для пружних багатошарових основ.

Постановка задачі

Розглянемо пружну одношарову основу, що знаходиться під впливом температурного поля. Під основою ми будемо розуміти шар, який лежить на абсолютно жорсткому півпросторі (рис. 1). Шар в основі вважається однорідним, невагомим та ізотропним. Він характеризується товщиною h , модулем Юнга E , коефіцієнтом Пуассона ν , коефіцієнтом теплопровідності k_T і коефіцієнтом теплового розширення матеріалу α_T . На верхній межі основи нам задані напруження та температура. На межі абсолютно жорсткого півпростору підтримується нульова температура (задача I) або відомо, що тепловий потік дорівнює нулю (задача II). Необхідно визначити термонапруженодеформований стан основи. Поставлену задачу будемо розв'язувати в рамках незв'язаної стаціонарної лінійної теорії термопружності.

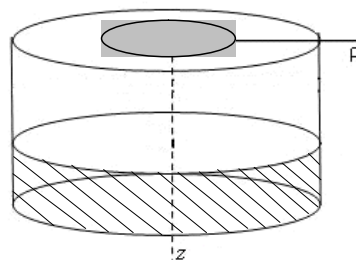


Рис. 1

На верхній межі основи, що те саме, на верхній межі шару, введемо циліндричну систему координат. Задача зводиться до розв'язання наступної системи диференціальних рівнянь для шару [6]:

$$\Delta u - \frac{u}{\rho^2} + \frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial \rho} = \frac{2(1+\nu)}{1-2\nu} \alpha_T \frac{\partial T}{\partial \rho}, \quad (1)$$

$$\Delta w + \frac{1}{1-2\nu} \frac{\partial e}{\partial z} = \frac{2(1+\nu)}{1-2\nu} \alpha_T \frac{\partial T}{\partial z}, \quad (2)$$

$$\Delta T = 0. \quad (3)$$

У формулах $u = u_\rho(\rho; z)$, $w = u_z(\rho; z)$ – функції, що описують переміщення точок шару, $T(\rho; z)$ – температура, $e = \frac{\partial u}{\partial \rho} + \frac{u}{\rho} + \frac{\partial w}{\partial z}$, $\Delta = \frac{\partial^2}{\partial \rho^2} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial}{\partial \rho} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$ – оператор Лапласа. Напруження пов'язані з деформаціями за допомогою закону Дюамеля-Неймана [6]:

$$\sigma_z = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} (\varepsilon_\rho + \varepsilon_\varphi) + \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \varepsilon_z - \frac{E\alpha_T}{1-2\nu} T, \\ \tau_{\rho z} = \frac{E}{1+\nu} \varepsilon_{\rho z}, \quad (4)$$

а деформації з переміщеннями – формулами Коші:

$$\varepsilon_\rho = \frac{\partial u}{\partial \rho}, \quad \varepsilon_\varphi = \frac{u}{\rho}, \quad \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z}, \quad \varepsilon_{\rho z} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial \rho} + \frac{\partial u}{\partial z} \right). \quad (5)$$

На границі абсолютно жорсткого півпростору

$$u(\rho; h) = w(\rho; h) = 0,$$

Задача I

$$T(\rho; h) = 0;$$

Задача II

$$\frac{\partial T(\rho; h)}{\partial z} = 0.$$

На верхній межі основи відомими вважаються температура $T(\rho; 0) = f(\rho)$ та напруження $\sigma_z(\rho; 0) = 0, \tau_{\rho z}(\rho; 0) = 0$.

Визначення нормальних переміщень точок верхньої межі шару

Поставлена задача розв'язується за допомогою інтегрального перетворення Ханкеля [16, 17]:

$$\bar{v}^\omega(\rho; z) = \int_0^{+\infty} \rho v(\rho; z) J_\omega(\rho \rho) d\rho,$$

$$v(\rho; z) = \int_0^{+\infty} \rho \bar{v}^\omega(\rho; z) J_\omega(\rho \rho) d\rho,$$

де $\bar{v}^\omega(\rho)$ – трансформанта Ханкеля порядку ω , J_ω – функція Бесселя першого роду порядку ω , $\rho \geq 0$ – параметр інтегрального перетворення.

У роботі [18] було показано, що розв'язком системи рівнянь (1)–(3) у просторі трансформант Ханкеля є

$$U(\rho; z) = \frac{1+\nu}{2E(1-\nu)} z \operatorname{sh} p z \alpha +$$

$$+ \frac{1+\nu}{E(1-\nu)} \left[(1-2\nu) \frac{\operatorname{sh} p z}{p} + z \operatorname{ch} p z \right] \beta +$$

$$+ \frac{1+\nu}{E} \left[\frac{z \operatorname{sh} p z}{1-\nu} + \frac{2 \operatorname{ch} p z}{p} \right] \gamma +$$

$$+ \frac{1+\nu}{2E(1-\nu)} \left[\frac{(3-4\nu) \operatorname{sh} p z}{p} + z \operatorname{ch} p z \right] \delta -$$

$$- \frac{(1+\nu) \alpha_T}{2(1-\nu)} z \operatorname{sh} p z \eta - \frac{(1+\nu) \alpha_T}{2(1-\nu)} \left[z \operatorname{ch} p z - \frac{\operatorname{sh} p z}{p} \right] \varepsilon,$$

$$W(\rho; z) = \frac{1+\nu}{2E(1-\nu)} \left[\frac{(3-4\nu) \operatorname{sh} p z}{p} - z \operatorname{ch} p z \right] \alpha +$$

$$+ \frac{1+\nu}{E} \left[\frac{2 \operatorname{ch} p z}{p} - \frac{z \operatorname{sh} p z}{1-\nu} \right] \beta + \frac{1+\nu}{E(1-\nu)} \times$$

$$\times \left[(1-2\nu) \frac{\operatorname{sh} p z}{p} - z \operatorname{ch} p z \right] \gamma - \frac{1+\nu}{2E(1-\nu)} z \operatorname{sh} p z \delta +$$

$$+ \frac{(1+\nu) \alpha_T}{2(1-\nu)} \left[\frac{\operatorname{sh} p z}{p} + z \operatorname{ch} p z \right] \eta + \frac{(1+\nu) \alpha_T}{2(1-\nu)} z \operatorname{sh} p z \varepsilon,$$

$$\bar{\sigma}_z(\rho; z) = \left[\operatorname{ch} p z - \frac{p z \operatorname{sh} p z}{2(1-\nu)} \right] \alpha +$$

$$+ \frac{1}{1-\nu} [\operatorname{sh} p z - p z \operatorname{ch} p z] \beta - \frac{p z \operatorname{sh} p z}{1-\nu} \gamma -$$

$$- \frac{1}{2(1-\nu)} [(1-2\nu) \operatorname{sh} p z + p z \operatorname{ch} p z] \delta +$$

$$+ \frac{E \alpha_T}{2(1-\nu)} p z \operatorname{sh} p z \eta + \frac{E \alpha_T}{2(1-\nu)} [p z \operatorname{ch} p z - \operatorname{sh} p z] \varepsilon,$$

$$\bar{\tau}_{\rho z}(\rho; z) = \frac{1}{2(1-\nu)} [p z \operatorname{ch} p z - (1-2\nu) \operatorname{sh} p z] \alpha +$$

$$+ \frac{p z \operatorname{sh} p z}{1-\nu} \beta + \frac{1}{1-\nu} [\operatorname{sh} p z + p z \operatorname{ch} p z] \gamma +$$

$$+ \left[\frac{1}{2(1-\nu)} p z \operatorname{sh} p z + \operatorname{ch} p z \right] \delta -$$

$$- \frac{E \alpha_T}{2(1-\nu)} [\operatorname{sh} p z + p z \operatorname{ch} p z] \eta - \frac{E \alpha_T}{2(1-\nu)} p z \operatorname{sh} p z \varepsilon,$$

$$\bar{T}(\rho; z) = \operatorname{ch} p z \eta + \operatorname{sh} p z \varepsilon. \quad (6)$$

Тут $U(\rho; z) = \bar{u}^1(\rho; z)$, $W(\rho; z) = \bar{w}^0(\rho; z)$, $\bar{T}(\rho; z) = \bar{T}^0(\rho; z)$ – трансформанти Ханкеля відповідного порядку, $\varepsilon(\rho) = \frac{1}{p} \frac{d\bar{T}(\rho; z)}{dz} \Big|_{z=0}$, $\eta(\rho) = \bar{T}(\rho; 0)$,

$$\alpha(\rho) = \bar{\sigma}_z(\rho; 0), \quad \delta(\rho) = \bar{\tau}_{\rho z}(\rho; 0),$$

$\beta(\rho) = \frac{E p}{2(1+\nu)} W(\rho; 0)$, $\gamma(\rho) = \frac{E p}{2(1+\nu)} U(\rho; 0)$ – допоміжні функції шару [19].

Отже, як бачимо, термонапруженодеформівний стан шару визначається шістькою його допоміжних функцій. Три допоміжні функції – $\alpha(\rho)$, $\delta(\rho)$ та $\eta(\rho)$ – можна визначити з граничних умов на верхній межі шару:

$$\alpha(\rho) = \delta(\rho) = 0, \quad \eta(\rho) = \bar{f}(\rho);$$

де $\bar{f}(\rho)$ – трансформанта Ханкеля нульового порядку функції $f(\rho)$, що задає температуру на верхній межі основи. Три інші допоміжні функції – з умов на нижній границі шару. Так як ми хочемо дослідити поведінку лише нормальних переміщень на верхній межі, то нам достатньо знайти допоміжну функцію $\beta(\rho)$.

Будемо вважати, що функція, що задає температуру на верхній межі основи, має вигляд:

$$T_0 \cdot f(\rho) = T_0 \cdot \begin{cases} 1, & \rho \leq a, \\ 0, & \rho > a, \end{cases} \quad \text{а її трансформанта Ханкеля}$$

дорівнює $T_0 \bar{f}(\rho) = T_0 \cdot \frac{a J_1(a \rho)}{\rho}$. Функція $\beta(\rho)$ для кож-

ної із задач має вигляд: $\beta(\rho) = \frac{\alpha_T E T_0}{2} \cdot \frac{\Delta_i^\beta}{\Delta} \bar{f}(\rho)$.

Задача I:

$$\Delta_1^\beta = \frac{\text{th } ph}{p^2} \left((3-4\nu) \text{ch}^2 ph - 1 + 2\nu \right) + \frac{2h(1-\nu)}{p} + h^2 \text{th } ph.$$

Задача II:

$$\Delta_2^\beta = h^2 \text{cth } ph + \frac{(3-4\nu) \text{sh } ph \text{ch } ph}{p^2} - \frac{2h(1-\nu)}{p},$$

$$\Delta = -\frac{(3-4\nu) \text{ch}^2 ph + (1-2\nu)^2}{p^2} - h^2.$$

Нормальні переміщення точок верхньої межі шару можна знайти, чисельно визначивши значення інтегралу

$$\begin{aligned} w(p;0) &= \int_0^{+\infty} p W(p;0) J_0(pr) dr = \frac{2(1+\nu)}{E} \int_0^{+\infty} \beta(p) J_0(pr) dp = \\ &= T_0 \alpha_T (1+\nu) \int_0^{\frac{\Delta^\beta}{\Delta}} \tilde{f}(p) J_0(pr) dp. \end{aligned} \quad (7)$$

Оскільки, як неважко переконатися безпосередньо, границя $\lim_{p \rightarrow \infty} \frac{\Delta_i^\beta}{\Delta} = -1$, то позначимо $\tilde{\Delta}_i = \frac{\Delta_i^\beta}{\Delta} + 1$, і, з урахуванням цього факту, формула (7) набуде вигляду:

$$\frac{w(p;0)}{T_0 \alpha_T (1+\nu)} = \int_0^{\tilde{\Delta}_i} \tilde{f}(p) J_0(pr) dp - \int_0^{\tilde{\Delta}_i} \tilde{f}(p) J_0(pr) dp.$$

Перший із цих інтегралів можна обчислити за допомогою чисел, а другий – аналітично.

Чисельні результати

Як приклад розглянемо одношарову основу з наступними характеристиками: $h = 1$, $\nu = 0,3$. На поверхні основи задана температура наступним чином:

$$T_a(p;0) = T_0 \cdot \begin{cases} 1, & p \leq a; \\ 0, & p > a. \end{cases}$$

На рисунках 2 та 3 наведені графіки нормальних переміщень $-\frac{w(p;0)}{T_0 \alpha_T (1+\nu)}$ точок верхньої границі основи, в яких температура відрізняється від нуля. Розглядаються два випадки радіус області нагріву: $a = 1$ (рис. 2) та $a = 3$ (рис. 3). Символом I позначено графіки, які належать до випадку, коли на нижній межі підтримується постійна нульова температура. Фізично це означає наявність теплоотводу. Символом II позначено графіки, які належать до випадку теплоізоляції нижньої межі.

Як бачимо із наведених графіків, наявність теплоотводу суттєво впливає на величину деформацій основи.

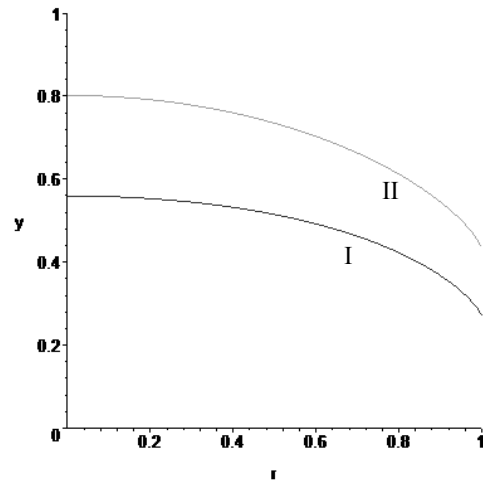


Рис. 2. Нормальні переміщення точок верхньої межі для $a = 1$

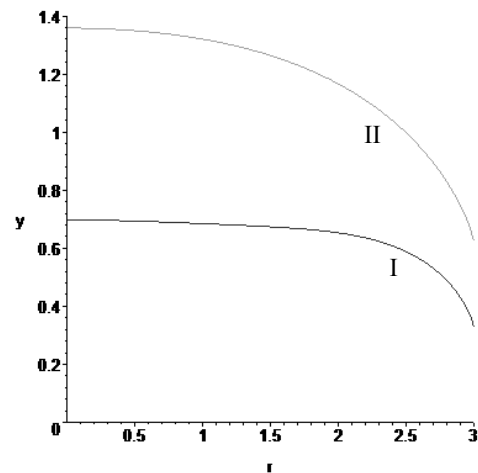


Рис. 3. Нормальні переміщення точок верхньої межі для $a = 3$

Висновки

Розглянута задача про зміну форми одношарової основи під дією статичного температурного поля. За результатами чисельного моделювання було зроблено наступні висновки. У тому випадку, коли радіус плями нагріву збігається з товщиною шару, наявність теплоізоляції на нижній межі призводить до збільшення відповідних нормальних переміщень приблизно на 60 % (при тих же фізичних та геометричних характеристиках). Якщо ж радіус плями нагріву більше в три рази, ніж товщина шару, наявність теплоізоляції на нижній межі призводить до збільшення відповідних нормальних переміщень приблизно на 85 % (при тих же фізичних та геометричних характеристиках).

Збільшення розміру області нагріву призводить до збільшення нормальних подовжень у вертикальному напрямку у відповідних перерізах основи, що узгоджується з фізичним сенсом.

У подальшому планується отримати результати узагальнити на випадок дво- та тришарових основ.

Автор висловлює подяку професору Величку І. Г. за консультації під час роботи над статтею.

Список літератури

1. Блажевський С. Г. Термопружний стан багатошарових симетричних тіл / С. Г. Блажевський, М. П. Ленюк. – К. : Ін-т мат-ки НАН України, 2000. – 130 с.
2. Вигак В. М. Управление температурными напряжениями и перемещениями / В. М. Вигак. – К. : Наук. думка, 1988. – 312 с.
3. Карнаухов В. Г. Связанные задачи термовязкоупругости / В. Г. Карнаухов. – К. : Наук. думка, 1982. – 258 с.
4. Кіт Г. С. Математичні проблеми механіки неоднорідних структур / Г. С. Кіт. – Львів : Ін-т прикл. пробл. мех. і мат. НАН України, 2000. – 401 с.
5. Коваленко А. Д. Основы термоупругости / А. Д. Коваленко. – К. : Наук. думка, 1970. – 307 с.
6. Новацкий В. Вопросы термоупругости / В. Новацкий. – М. : Изд-во АН СССР, 1962. – 364 с.
7. Подстригач Я. С. Термоупругость тел неоднородной структуры / Подстригач Я. С., Ломакин В. А., Коляно Ю. М. – М. : Наука, 1984. – 368 с.
8. Фізико-математичне моделювання складних систем: монографія / [Буряк Я. Й., Чапля Є. Я., Нагірний Т. С. та ін.]. – Львів : Сполом, 2004. – 264 с.
9. Chao Ching-Kong. Mixed boundary-value problems of two-dimensional anisotropic thermoelasticity with elliptic boundaries / Chao Ching-Kong, Gao B. // Int. J. Solids and Struct. – 2001. – 38, № 34–35. – P. 5975–5994.
10. Chao C. K. Thermoelastic contact between a flat punch and an anisotropic half-space / Chao C. K., Wu S. P., Gao B. // Trans. ASME. J. Appl. Mech. – 1999. – 66, 2. – P. 548–552.
11. Процюк Б. В. Метод функцій Гріна в осесиметричних задачах пружності та термопружності кусково-однорідних ортотропних тіл / Б. В. Процюк // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2000. – 43, № 1. – С. 94–101.
12. Процюк Б. В. Статичні та квазістатичні симетричні задачі термопружності для шаруватих тіл з плоскою паралельними границями / Б. В. Процюк // Мат. методи та фіз.-мех. поля. – 2001. – 44, № 4. – С. 103–112.
13. Алтухов Е. В. Метод однородных решений в трехмерных задачах термоупругости для транслопных пластин / Е. В. Алтухов // Теорет. и прикл. мех. (Киев). – 2003. – № 37. – С. 8–13, 202.
14. Алтухов Е. В. Однородные решения трехмерных задач о распространении гармонических волн в транслопных термоупругих пластинах / Е. В. Алтухов, В. П. Шевченко // Доп. НАН України. – 2007. – № 4. – С. 49–53.
15. Петришин В. И. Основные граничные задачи теории упругости для многослойных оснований / В. И. Петришин, А. К. Приварников // Прикл. механика. – 1965. – 1, № 4. – С. 50–66.
16. Трантер К. Дж. Интегральные преобразования в математической физике / К. Дж. Трантер. – М. : Иностранная литература, 1956. – 204 с.
17. Прудников А. П. Интегралы и ряды. Специальные функции / Прудников А. П., Брычков Ю. А., Маричев О. И. – М. : Наука, 1983. – 752 с.
18. Величко И. Г. Аналитическое решение осесимметрической задачи термоупругости для многослойного основания [Электронный ресурс] / И. Г. Величко, И. Г. Ткаченко // Вісник Східноукраїнського нац. ун-ту ім. В. Даля. Науковий журнал. – 2009. – № 4. – Режим доступа к журн.: <http://www.nbu.gov.ua/e-journals/Vsunud/2009-4E/09vigdmo.htm>
19. Величко І. Г. Плоска термопружна деформація багатошарової основи / І. Г. Величко, І. Г. Ткаченко // Вісник Дніпропетровського ун-ту. Механіка. – 2004. – Вип. 8. – Т. 1, № 6. – С. 154–161.

Одержано 06.06.2013

Ткаченко И.Г. Сравнительный анализ влияния на распределение нормальных перемещений граничных условий на нижней границе однослойного основания в случае осесимметрической деформации

В работе получено точное решение задачи об определении формы поверхности термоупругого слоя, который деформируется под действием поверхностной температуры. Рассмотрены случаи, когда нижняя граница, которая сцеплена с абсолютно жестким полупространством, теплоизолирована или на ней поддерживается постоянная температура. Численно найдены решения задач, когда область нагрева представляет собой круг, радиус которого равен толщине слоя или в три раза превышает его. Получены численные оценки влияния температурного режима нижней границы слоя на форму верхней границы в области нагрева.

Ключевые слова: однослойное основание, нормальные перемещения, термоупругость, интегральное преобразование Ханкеля, функция Бесселя.

Tkachenko I. Comparative analysis of the distribution of the normal displacement of the boundary conditions on the lower limit in the case of a single-layer base axisymmetric deformation

Exact solution of the problem of determining the shape of the surface thermoelastic layer that deforms under the influence of the surface temperature is proposed. The cases, where the lower boundary which is bonded to the rigid half-space is thermo-insulated or is at constant temperature are studied. Numerical solving the problems when the heating region is a circle whose radius is equal to the thickness of the layer or three times higher than it was found. Numerical evaluation of the influence of temperature of the lower boundary layer on the shape of the upper boundary of the heating region are proposed.

Key words: single-layer foundation, normal displacement, thermoelasticity, integral of Hankel transform, Bessel function.

ОДНОСТОРОННІЙ КОНТАКТ ТРАНСВЕРСАЛЬНО-ІЗОТРОПНОГО ШАРУ З ЖОРСТКИМ ПІВПРОСТОРОМ

Побудовано інтегральні рівняння для визначення зони контакту і контактних напружень між гладким трансверсально-ізотропним шаром та абсолютно жорстким півпростором у випадку плоскої деформації. Чисельно отримано зв'язок між відношенням модулів зсуву шару та шириною смуги контакту.

Ключові слова: трансверсально-ізотропний шар, односторонній контакт, плоска деформація, інтегральне рівняння Фредгольма першого роду, ширина смуги контакту, модуль зсуву.

Вступ

У процесі експлуатації техніки металеві елементи механізмів контактують між собою, в результаті чого вони деформуються. Оскільки великі деформації можуть призвести до виходу механізмів зі строю, то на етапі проектування необхідно вміти визначати зони контакту об'єктів та напруження, які виникають у зонах контакту.

Найбільші складності виникають в тому випадку, коли область контакту невідома, і її потрібно визначити в процесі моделювання. Однією із таких задач є задача про односторонній контакт тіл. У початковому стані тіла мають загальну спільну межу, розмір якої зменшується при навантаженні. У даній статті вивчається конструкція, яка складається з абсолютно жорсткого півпростору та пружного шару. В умовах плоскої деформації шар стискається зосередженою силою, в результаті чого вигинається, і область контакту стає смугою. У роботі [1] ця задача вперше розв'язана для ізотропного шару. У роботі [2] визначається зона контакту у випадку, коли шар та півпростір містять вертикальні циліндричні отвори. В [3] автор розв'язував подібну задачу з урахуванням ефекту термопружності. В [4] досліджується односторонній контакт двох ізотропних пластин. Наскільки відомо автору, подібні дослідження для трансверсально-ізотропного шару до теперішнього часу не проводилися.

Основна частина

Розглядається плоска деформація гладкого шару, що лежить на основі, яка представляє собою абсолютно жорсткий півпростір. Між шаром і основою має місце односторонній контакт (тобто шар під дією нормального навантаження, прикладеного до верхньої межі шару, може відставати від основи). Треба визначити зону контакту між шаром і основою та контактні напруження.

Уведемо локальну декартову систему координат OXZ з початком на верхній межі шару. Ось OX спрямуємо вправо вздовж меж шарів, а ось OZ – униз в глибину основи. Шар будемо характеризувати товщи-

ною h , модулями зсуву G_0, G_1 (модулі зсуву в площині ізоотропії й у площинах, перпендикулярних до неї відповідно) та трьома коефіцієнтами Пуасона ν, ν_1, ν_2 [5]. Проекції переміщень точок шару на осі OX та OZ будемо позначати відповідно U та W .

Будемо вважати, що на верхній межі шару прикладена зосереджена нормальна сила, тобто напруження описуються дельта-функцією Дірака

$$\sigma_z(x, 0) = Q\delta(x), \quad (1)$$

а на нижній межі цього шару нормальні напруження

$$\sigma_z(x, h) = q(x), \quad x \in (-b, b).$$

Тут $q(x)$ – шукана функція контактних тисків, а b – шукана ширина смуги контакту. Наявність абсолютно жорсткого півпростору описується наступним чином

$$\frac{\partial W}{\partial x}(x, h) = 0, \quad x \in (-b, b). \quad (2)$$

Дотичні напруження на межах шару відсутні

$$\tau_{xz}(x, 0) = \tau_{xz}(x, h) \equiv 0.$$

Рівняння рівноваги для трансверсально-ізотропного шару мають вигляд [5]:

$$\begin{aligned} & \frac{2G_0}{1-\nu-2\nu_1\nu_2} \frac{\partial}{\partial x} \left\{ \frac{\partial U}{\partial x} (1-\nu_1\nu_2) + \frac{\partial W}{\partial z} \nu_1(1+\nu) \right\} + \\ & + G_1 \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial W}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial z} \right) = 0, \\ & \frac{2G_0(1+\nu)\nu_1}{1-\nu-2\nu_1\nu_2} \frac{\partial}{\partial z} \left\{ \frac{\partial U}{\partial x} + \frac{\partial W}{\partial z} \frac{(1-\nu)}{\nu_2} \right\} + \\ & G_1 \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial W}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial z} \right) = 0. \end{aligned} \quad (3)$$

Ця система розв'язувалася за допомогою перетворення Фур'є (вважаємо, що усі функції, які входять до системи (3), задовольняють умови цього перетворення).

Трансформанти переміщень точок шару та компонент тензора напружень можна виразити через допоміжні функції шару

$$\alpha = H\overline{\sigma_z}|_{z=0}, \beta = G_1 p \overline{W}|_{z=0}, \gamma = -G_0 S|_{z=0}, \delta = -\frac{i\xi}{p} \overline{\tau_{xz}}|_{z=0},$$

де $H = \frac{v_2(1-v-2v_1v_2)}{2v_1(1+v)}$, $p = |\xi|$, $S = i\xi \overline{U}$, наступним чином [6]:

$$S(\xi, z) = \frac{\alpha}{\nabla G} (C_2 - C_1) + \frac{\beta}{\Delta G_1} (Y_2 S_1 - Y_1 S_2) + \frac{\gamma}{\nabla G} (L_1 C_2 - L_2 C_1) + \frac{\delta}{\Delta G_1} (M_2 S_1 - M_1 S_2),$$

$$p \overline{W}(\xi, z) = \frac{\alpha}{\nabla G} (M_2 S_2 - M_1 S_1) + \frac{\beta}{\Delta G_1} (M_1 Y_2 C_1 - M_2 Y_1 S_1) + \frac{\gamma}{\nabla G} (L_1 M_2 S_2 - L_2 M_1 S_1) + \frac{\delta}{\Delta G_1} M_1 M_2 (C_1 - C_2).$$

$$H \overline{\sigma_z}(\xi, z) = \frac{\alpha}{\nabla} (L_2 C_2 - L_1 C_1) + \frac{\beta g}{\Delta} (L_1 Y_2 S_1 - L_2 Y_1 S_2) + \frac{\gamma}{\nabla} L_1 L_2 (C_2 - C_1) + \frac{\delta g}{\Delta} (L_1 M_2 S_1 - L_2 M_1 S_2),$$

$$\overline{\tau_{xz}}(\xi, z) = \frac{\alpha}{\nabla} (Y_1 S_1 - Y_2 S_2) + \frac{\beta g}{\Delta} Y_1 Y_2 (C_2 - C_1) + \frac{\gamma}{\nabla} (L_2 Y_1 S_1 - L_1 Y_2 S_2) + \frac{\delta g}{\Delta} (M_1 Y_2 C_2 - M_2 Y_1 C_1).$$

Тут $g = G_0/G_1$,

$$t_m = \sqrt{\frac{g-v_2}{1-v} \left(1 \pm \sqrt{1 - \frac{v_2(1-v)(1-v_1v_2)}{v_1(1+v)(g-v_2)^2}} \right)}, \quad m=1, 2,$$

$$M_{mk} = \frac{1}{t_m} \frac{2g(1-v_1v_2) - (1-v-2v_1v_2)t_m^2}{2g(1+v)v_1 + (1-v-2v_1v_2)},$$

$$L_m = M_m t_m (1-v) - v_2, \quad Y_m = M_m + t_m, \quad \Delta = M_1 t_2 - M_2 t_1, \\ \nabla = L_2 - L_1, \quad C_m = ch(t_m p z), \quad S_m = sh(t_m p z).$$

Вираз для трансформант переміщень точок нижньої межі шару, з урахуванням відсутності дотичних напружень на межах, має вигляд

$$p \overline{W}(\xi, h) = R \frac{\sigma_1 D_1 + \sigma_2 D_2}{D}. \quad (4)$$

Тут $D_1(p) = L_2 Y_1 \tilde{S}_1 - L_1 Y_2 \tilde{S}_2$,

$$D_2(p) = L_1 Y_2 \tilde{S}_2 \tilde{C}_1 - L_2 Y_1 \tilde{S}_1 \tilde{C}_2, \quad R = \frac{\Delta \cdot H}{G_0},$$

$$D = 2L_1 L_2 Y_1 Y_2 (1 - \tilde{C}_1 \tilde{C}_2) + (L_1^2 Y_2^2 + L_2^2 Y_1^2) \tilde{S}_1 \tilde{S}_2,$$

$$\tilde{S}_j = sh(pt_j h), \quad \tilde{C}_j = ch(pt_j h),$$

$$\sigma_1 = \overline{\sigma(x, 0)} = Q \overline{\delta(x)} = Q,$$

$$\sigma_2 = \overline{\sigma(x, h)} = 2 \int_0^b q(x) \cos \xi x dx.$$

Застосувавши до (4) обернене перетворення Фур'є, після перетворень отримаємо інтегральне рівняння Фредгольма першого роду відносно невідомої функції контактних тисків

$$\int_{-b}^b q(t) \left\{ \frac{1}{t-x} + s \int_0^\infty \frac{d_2}{D} (1 - \cos pt) \sin p x dp \right\} dt = \\ = s \int_0^\infty \frac{d_1}{D} \sin p x dx, \quad (5)$$

з додатковою інтегральною умовою рівноваги шару

$$\int_{-b}^b q(t) dt = Q.$$

Тут $d_2(p) = D_2 + D/s$, $d_1(p) = D_1 + d_2$, $s = L_2 Y_1 - L_1 Y_2$.

Оскільки нижня межа шару не має кутових точок, то функцію контактних тисків потрібно шукати у вигляді $q(t) = \sqrt{b^2 - t^2} \cdot q_1(t)$, де $q_1(t)$ – парна обмежена функція, яка має ненульову границю при $x \rightarrow b$. [7]. Для отримання чисельних результатів можна скористатися, наприклад, методом скінчених сум [8].

Зауважимо, що зона контакту в цьому випадку не залежить від величини навантаження, а тільки від товщини і пружних характеристик шару. Наведемо графік залежності напівширини зони контакту b від величини $g = G_0/G_1$ при таких значеннях характеристик шару: $v = v_1 = v_2 = 0,3$.

Як показують розрахунки, ширина зони контакту залежить від g лінійно (в межах точності розрахунку та зображеному діапазоні зміни g), і тому при наведених коефіцієнтах Пуассона можна запропонувати емпіричну формулу:

$$2b \approx h(1,79 - 0,078g).$$

Відоме співвідношення $b = 0,86h$ для ширини смуги контакту ізотропного шару, який притискається зосередженою силою [1], є граничним випадком отриманого результату при $g = 1$.

У подальшому планується узагальнити отриманий результат на весь діапазон зміни коефіцієнтів Пуассона.

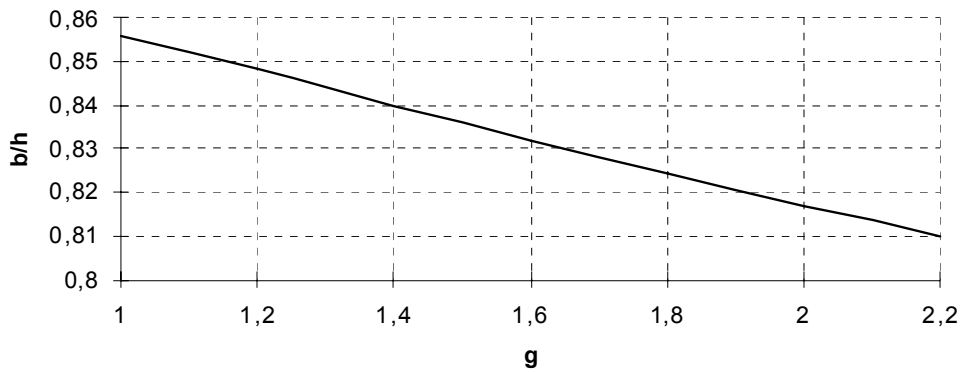


Рис. 1. Залежності напівширини зони контакту b/h від величини g

Список літератури

1. Наумов Ю. А. Об отставании упругого слоя / Наумов Ю. А., Никифорова В. Д. // Прикл. мех. – 1971. – Т. 7, вып. 1. – С. 33–40.
2. Величко И. Г. Задача об одностороннем контакте упругого слоя с абсолютно жестким полупространством, содержащим включение / Величко И. Г., Подковаляхина Е. А. // Вісник дніпропетровського університету. Серія Механіка. – 2007. – № 2/2. – Т. 2, вып. 11. – С. 35–42.
3. Бобылев А. А. Задача о контактном взаимодействии вессомого упругого тела с односторонним жестким нагретым основанием / Бобылев А. А. // Проблеми обчислювальної механіки і міцності конструкцій. – 2010. – Т. 14. – С. 64–71.
4. Рудой Е. М. Односторонний контакт пластины с тонким упругим препятствием / Е. М. Рудой, А. М. Хлуднев // Сиб. журн. индустр. матем., 12:2 (2009), 120–130.
5. Прусов И. А. Термоупругие анизотропные пластинки / Прусов И. А. – Минск : изд-во БГУ, 1978. – 200 с.
6. Величко И. Г. Розв'язок основних крайових задач плоскої теорії пружності для багатошарових основ з трансверсально-ізотропними шарами / Величко И. Г. // Вісник ЗДУ. Фізико-математичні науки. Біологічні науки. – 1999. – № 2. – С. 21–28.
7. Мусхелишвили Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. – М. : Наука. – 1966. – 708 с.
8. Панасюк В. В. Распределение напряжений около трещин в пластинах и оболочках / Панасюк В. В., Саврук М. П., Дацышин А. П. – К. : Наукова думка, 1976. – 443 с.

Одержано 01.06.2013

Величко И.Г. Односторонний контакт трансверсально-изотропного слоя с жестким полупространством

Построены интегральные уравнения для определения зоны контакта и контактных напряжений между гладким трансверсально-изотропным слоем и абсолютно жестким полупространством в условиях плоской деформации. Численно получена связь между отношением модулей сдвига слоя и шириной полосы контакта.

Ключевые слова: трансверсально-изотропный слой, односторонний контакт, плоская деформация, интегральное уравнение Фредгольма первого рода, ширина полосы контакта, модуль сдвига.

Velichko I. The one-sided contact of the smooth transversally-isotropic layer with the solid semispace

Integral equations for the determination of the contact zone and the contact stresses between the smooth transversally-isotropic layer and the absolutely rigid semispace under the planar deformation have been compiled. Relationship between the ratio of the shear modulus layer and the width of the contact strip numerically obtained.

Key words: transversally-isotropic layer, unilateral contact, planar deformation, Fredholm integral equation of the first kind, the band width of contact, the shear modulus.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ У МЕДИЦИНІ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ

В умовах сучасного суспільства через підвищену активність людей, погану екологію, погіршення загального стану здоров'я та необачність кожен день зростає кількість захворювань опорно-рухового апарату та серцево-судинної системи різної важкості. З приводу чого у медичних закладах проводиться велика кількість хірургічних операцій з відновлення рухової здатності кінцівок людини та нормальної роботи серця. Велике значення мають роботи по визначенню металів і сплавів, які можливо було б ефективно використовувати у кістковій хірургії для утворення елементів, що фіксують кісткові уламки, в травматології, ортопедії, стоматології, щелепно-лицьовій хірургії та кардіохірургії. У теперішній час вказані деталі виготовляються з корозійностійкої сталі, титанових та кобальтових сплавів [1]. Однак ці конструкції мають суттєвий недолік, після відновлення цілісності кісткової тканини необхідне повторне хірургічне втручання для видалення пластин або штифтів, оскільки тривала присутність таких сплавів у організмі може викликати металоз, нагноєння та інші небажані процеси. Тому розробка нових перспективних сплавів для медицини з комплексом спеціальних властивостей є особливо актуальною.

Одним із перспективних напрямків використання магнієвих сплавів у медицині є виготовлення конструкцій для остеосинтезу. Упродовж останніх декількох років підвищився інтерес до магнієвих сплавів, як до біорозчинного конструкційного матеріалу. Раніше проведені дослідження показали, що магній – перспективний метал для остеосинтезу. При використанні ендопротезів з магнієм одним з найбільш важливих чинників є їх повне розчинення в організмі людини. Магній сприяє швидкому відновленню цілісності кістки, легко виводиться з організму і не робить шкідливого впливу на його життєдіяльність. Однак швидкість розчинення деяких магнієвих пластин та штифтів може бути дуже великою, і тоді розчинення супроводжується утворенням великої кількості газу. Окрім цього, зразки з чистого магнію мають низькі механічні властивості. У зв'язку з цим необхідне проведення спеціальних досліджень з підвищення механічних, біологічних та корозійних властивостей магнієвих сплавів [2].

Були проведені дослідження сплавів магнію з іншими елементами з метою оцінки можливості їх використання у кістковій хірургії для остеосинтезу. Однак відомостей по впливу легуючих елементів на механічні і біологічні властивості сплавів магнію у літературі недостатньо.

Були визначені вимоги до магнієвих сплавів для остеосинтезу:

1. $\sigma_B \geq 280 \text{ Н/мм}^2$; $\sigma_{0,2} \geq 180 \text{ Н/мм}^2$.
2. Швидкість розсмоктування повинна забезпечувати повне відновлення цілісності кістки.
3. Об'єм газу, що виділяється, повинен бути менше або рівний тому, що виводиться організмом.
4. Сплав повинен містити елементи, що стимулюють ріст кісткової тканини (Ca, Cd).
5. Сплав не повинен містити компонентів, що шкідливі для живого організму (Pb, Be, Cu, Zn, Th, Ni) та коштовних (Au, Ag, Pt) [2].

Із літературних даних попередніх досліджень деформованих сплавів системи магній – РЗМ (Nd, Y, Ce) при температурах 400, 450, 500 °С різного хімічного складу встановили, що при малому вмісті РЗМ (1,35...1,7 %) температура деформації значно впливає на механічні властивості сплавів. Рівень міцності сплаву Mg – 1,5 %Ce при всіх температурах деформації значно вищий, ніж сплавів Mg – 1,5 %Y та Mg – 1,5 %Nd [2].

Корозійні випробування показали, що найменша швидкість корозії, близька до заданої, спостерігається на зразках, деформованих при температурі 500 °С. Об'єм водню, що виділився за 48 годин складав для сплавів Mg – 1,5 %Nd; Mg – 1,5 %Y; Mg – 1,5 %Ce – 1,52; 2,6; 1,04 см³ відповідно.

Розглянуті сплави, володіючи високими біологічними властивостями, мали рівень міцності, що відповідає нижній необхідній межі. У зв'язку з цим були досліджені сплави з більш високим (2,5...2,8 %) вмістом РЗМ. Встановлено, що введення РЗМ призводить до покращення властивостей на основі магнію. Найбільш високий комплекс механічних властивостей досягається при введенні 2,5 % Nd. Введення 2,5 % Nd сприяє підвищенню корозійної стійкості сплаву до необхідного рівня [2].

Отримані результати з літературних даних і невелика кількість досліджень не дають повної відповіді про оптимальний хімічний склад сплавів і технології виготовлення ендопротезів, але однозначно підтверджують перспективність використання магнієвих сплавів у цій галузі медицини.

Ще одним із напрямків використання магнієвих сплавів у медицині є виготовлення коронарних стентів, що використовуються для лікування та попередження інфаркту міокарда. Стент – це ажурна трубчаста конструкція, що використовується як «підпорка» для стінки кров'яної судини, не дозволяючи стінкам судини з'єднатися між собою і забезпечуючи нормальний приток крові у м'яз серця [3].

Стенти можуть бути виготовлені з нержавіючої сталі, сплавів кобальта, тантала, нікеля, титана та інших матеріалів. Стенти у загальному випадку мають трубчасту форму і бувають різних конструкцій (рис. 1). Довжина таких стентів 30–80 мм, товщина елемента конструкції 70–150 мкм [4].

До цих пристроїв висувається дуже високий рівень вимог з фізико-механічних властивостей:

1. Висока гнучкість (для легкого просування по кровоносній системі до місця встановлення).
2. Висока пластичність (для забезпечення можливості збільшення діаметра стента до необхідного розміру у місці встановлення).
3. Висока міцність і жорсткість (для забезпечення радіальної стійкості у процесі експлуатації).
4. Біосумісність з організмом [3].

Відомим наслідком стентування є швидкий ріст клітин гладких м'язів стінки судини у результаті механічного впливу на неї під час встановлення стента. Ці клітини швидко проростають крізь отвори у стенті, і в кінцевому результаті, через 1–3 тижні стент востає у стінку судини. За цей час стінка судини стає більш міцною, і не має потреби в подальшій присутності стента в організмі. Навпаки, постійна присутність стента може бути шкідливою для пацієнта. Наприклад, стент може пошкоджувати стінки судини або стати причиною виникнення різноманітних запалень. Це пояснює, чому розробники стентів звернулися до біорозчинних матеріалів [3].

Важлива перевага стента, що виготовлений із біорозчинного матеріалу, полягає у повільному розчиненні стента у тканинах і поступовому зникненню цього пристрою після того, як він виконав свою медичну функцію.

Сучасні біорозчинні стенти виготовляють із сплавів на основі магнію. Головний недолік біорозчинних ендопротезів на основі магнію – низька міцність, пластичність та корозійна стійкість цього сплаву [3].

Для підвищення механічних властивостей магнієвих сплавів для стентів у Харківському фізико-технічному інституті була розроблена технологія інтенсивної деформаційної обробки. У результаті випробувань була отримана ультрадрібнозеренна структура магнієвих сплавів з розміром зерна менше 1 мкм. У результаті чого міцність сплаву підвищилась на 30 %, а пластичність на 40 % по відношенню до вихідного промислового матеріалу [5].

На даний момент через низьку корозійну стійкість магнієвих сплавів швидкість розчинення стентів така, що судина не встигає відновлюватися зростаючими клітинами і відповідно відсутня фіксація стента і його фрагментів, що виникають під час біодеградації. Один із можливих шляхів вирішення цієї проблеми запропонували московські науковці. Він полягає у розробленні біодеградувальних полімерних покриттів. Як інертні покриття використовувалися желатин та полігідроксibuтират. Зразки без покриття розчинялися за 4 доби, а покриття з полігідроксibuтирату суттєво сповільнювало розчинення стенту більш ніж на 2 тижні, цього терміну достатньо для фіксації стенту [6].



Рис. 1. Конструкція стентів різних виробників

Механізм біокорозії магнієвих сплавів достатньо не досліджений, але існують методики, за допомогою яких можливо визначити корозійну стійкість сплавів. У ЗНТУ разом з ВАТ «Мотор Січ» та ЗДМУ були проведені випробування корозійної стійкості литого магнієвого сплаву Мл-10 з різним вмістом скандію за двома методиками. За першою методикою випробування проводили в ультратермостаті УТ-15 при постійній робочій температурі у камері $36 \pm 1,0$ °C. Для випробування використовували по три зразки з кожного виду сплаву. Кожний зразок окремо занурювали у пробірку, наповнену розчином 0,7 % NaCl, яку потім закріплювали на планшет і завантажували у термостат. Перед постановкою на випробування зразки оглядали і протирали марлевым тампоном, який був змочений етиловим спиртом. Кожний зразок обміряли за допомогою штангенциркуля з точністю до 0,1 мм і після чого зважували його на аналітичних вагах АДВ 200 з точністю до 0,0001 г.

Тривалість випробування складала 30 діб. У процесі випробувань через кожні десять діб виймали по одному зразку від кожного виду сплаву. Під час процесу розчин не змінювали.

Після виймання зразків з розчину з їх поверхні видаляли продукти корозії хромовим ангідридом, у якому зразки витримували при температурі 18–25 °C упродовж 1–5 хв. Після видалення продуктів корозії зразки промивали у проточній воді, а потім дистильованій воді, висушували і зважували на аналітичних вагах.

Оцінку результатів проводили за такими критеріями:

Втрату маси Δm , г/м² розраховували за формулою

$$\Delta m = \frac{m_0 - m_1}{S},$$

де m_0 – маса зразка до випробування, г;

m_1 – маса зразка після випробування і видалення продуктів корозії, г;

S – площа поверхні зразка, м^2 .

Швидкість корозії K , $\text{г/м}^2 \cdot \text{добу}$ розраховують по формулі

$$K = \frac{\Delta m}{\tau},$$

де τ – тривалість випробування, діб.

Використовуючи отримані дані, будували графіки із зображенням залежності швидкості корозії від хімічного складу сплаву.

За другою методикою оцінювали швидкість корозії сплавів за об'ємом виділеного водню. Випробування проводили при повному зануренні зразків у 3 % розчин NaCl і витримували 48 годин. У якості оцінки корозії по виділенню водню приймають водневий показник корозії (K), віднесений до одиниці початкової поверхні і виражають у $\text{см}^3/\text{см}^2$ доба. Встановили, що в сплаві Мл-10 із збільшенням вмісту скандію водневий показник (корозія) підвищується (рис. 2).

Розглянувши результати випробувань, можна дійти висновку, що різні методики підтверджують одержану тенденцію зміни швидкості корозії від складу магнієвого сплаву Мл-10 (рис. 2).

Висновки

1. Проаналізувавши результати попередніх досліджень, можна дійти висновку, що магній є перспективним біорозчинним матеріалом для медицини.

2. Необхідне проведення додаткових досліджень для оптимізування хімічного складу сплавів на основі магнію відповідно до висунених вимог.

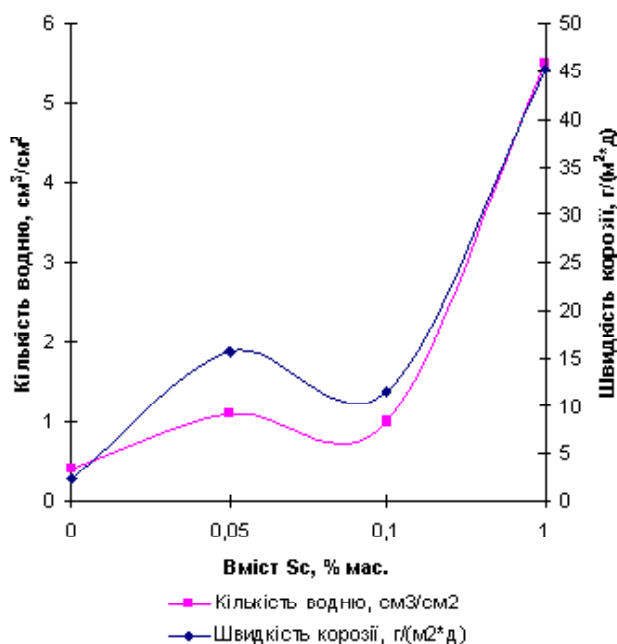


Рис. 2. Корозійна стійкість сплаву Мл-10 зі Sc

Список літератури

1. Пат. 2103405, Российская Федерация, МПК⁶ C22 C14/00. Титановый сплав для эндопротезов и имплантатов / заявитель и патентообладатель Акционерное общество открытого типа «Эндосистемы и имплантаты». – № 96107504/02 ; заявл. 24.04.1996 ; опубл. 01.27.98.
2. Бляблин А. А. Влияние РЗМ на свойства сплавов на основе магния, применяемых при остеосинтезе / А. А. Бляблин, В. С. Бородкин, Л. А. Комиссарова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1988. – № 2. – С. 29–31.
3. B. Heublein, R. Rohde e.a. Biocorrosion of magnesium alloys: a new principle in cardiovascular implant technology? // Heart (British Cardiac Society). – 2003. – Vol. 89. – N 6. – P. 651–656.
4. Повышение механических характеристик магниевых сплавов для медицинских целей / [Папилов И. И., Шокуров В. С., Пикалов А. И. и др.] // Вісник Харківського університету. – 2007. – № 763. – С. 88–92.
5. Шенгюль Х. Экспериментальное обоснование применения растворимых стентов в лечении окклюзирующих заболеваний сосудов : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. мед. наук : спец. 14.00.06 «Кардиология» / Хакан Шенгюль. – Москва, 2009. – 24 с.

Одержано 28.02.2013

© Д-р техн. наук В. О. Богуслаєв¹, Ю. О. Зеленюк²,
д-р техн. наук Е. І. Цивірко², В. М. Чорний³

¹ ВАТ «Мотор Січ», ² Національний технічний університет,

³ Державний медичний університет;

м. Запоріжжя

Boguslayev V., Zelenyuk J., Tsivirko E., Chernyi V. Prospects of application in medicine of magnesium alloys

ПРО ДЕЯКІ РОСІЙСЬКОМОВНІ КАЛЬКИ У НАУКОВІЙ ЛІТЕРАТУРІ

Попри вже 20 років незалежності та активну роботу наукової громадськості над виробленням, удосконаленням і впровадженням в обіг сучасної української науково-технічної термінології у виступах, наукових публікаціях, підручниках, довідниках та навіть у словниках нерідко й досі можна зустріти прикрі кальки російських термінів. Значні труднощі та суперечки викликає переклад і використання термінів, які відповідають російським активним дієприкметникам з суфіксами -ущ- (-ющ-), -ащ- (-ящ-). Аналізу помилок, що зустрічаються, та випрацьованою відповідних рекомендацій й присвячена ця стаття.

Велику групу становлять дієприкметники, які позначають активну дію іменника, до якого вони відносяться. Наприклад, «окисляющее (вещество, среда)». Словник [1] пропонує як переклад пряму кальку: «окислююча (речовина)», а словник [2] – «окислювальне (середовище)». В обох випадках спільна помилка: буква *л* у корені, хоча термін походить від слова *кисель*. Тому правильно буде рекомендація словника [3]: «окиснювальний». Аналогічна ситуація з терміном «охлаждающее (вещество, способность)». Словник [1] пропонує термін «охладжуюча (речовина)», а правильно буде «охолоджувальна (речовина, здатність)» [2, 3]. Термін «упрочняющая (обработка)» у словнику [1] перекладений як «зміцнююча (обробка)», правильно – «зміцнювальна» [3].

Багато суперечок було навколо терміна «легирующий (элемент)». В українській мові його часто перекладають калькою: «легуючий (елемент)» [1, 2]. Останнім часом набуває ширшого використання правильний термін: «легувальний» [3].

Спільною рисою цих активних дієприкметників є використання суфікса –уваль- (-юваль-), який означає здатність або призначеність для виконання тієї чи іншої дії.

Інша група дієприкметників, що обговорюються, залежно від контексту може використовуватися в реченні двоюко: як у ролі дієприкметників, так і у ролі прикметників. Дієприкметник позначає ознаку предмета за дією, яка відбувається у часі, і зберігає здатність дієслова керувати іншими членами речення. Тобто за ним у реченні йдуть слова, на які поширюється смислова дія дієприкметника. Такий дієприкметник перекладається українською мовою виразом «такий, що + дієслово». Прикметник, як правило, позначає ознаку, постійно властиву даному предмету. Дієприкметник у ролі прикметника в реченні стоїть перед іменником, до якого він належить, і перекладається одним словом.

Розглянемо декілька прикладів.

«Связывающее (вещество)». Словник [1] перекладає як «зв'язуюча (речовина)», словник [3] – як «зв'язувальна, з'єднувальна». А словник [4] пропонує різні переклади залежно від ролі в реченні: як прикметник – «сполучний», як дієприкметник – «такий, що зв'язує».

«Скользкая (дислокация)». У словнику [1] маємо: «ковзаюча (дислокація)»; у словнику [2] – «дислокація, що ковзає»; у словнику [3] – «ковзальна». Словник [4] наводить поділ згідно з роллю у реченні: «такий, що ковзає» і «ковзний». На думку авторів правильним буде останній варіант.

«Затухающие (колебания)». Калька дає «згасаючі (коливання)» [1]. Словник [2] наводить приклад: «повзучість, що згасає»; словник [3] перекладає слово «затухаючий» як «згасний». У словнику [4] є поділ на «такий, що згасає» і «згасний, згасаючий, угамівний». Якщо дієприкметник «затухаючий» використовується у ролі прикметника, доречним буде використати термін «згасний». Термін «згасаючий» не відповідає нормам української мови.

Наукова література часто має справу з «растягивающим» і «сжимающим (напряжением)». Нерідко можна зустріти калькування: «розтягуюче» і «стискаюче (напруження)» (наприклад, у словнику [1]). Проте словники [2, 3] подають терміни «розтягувальне» і «стискальне (напруження)». А словник [4] поділяє за функцією у реченні на «такий, що розтягує» або «...стискає» та «розтягувальне» або «стискальне».

«Нержавеющая сталь». У словнику [1] маємо «нержавіюча, неіржавіюча (сталь)» – англійською мовою – *stainless (steel)*; у словнику [2] – «нержавіюча, корозійностійка (сталь)». Словник [3] наводить переклад «нержавкий, нержавійний, нержавіючий», словник [4] – «нержавіючий, нержавкий (*rustless*)». Що стосується терміну *stainless*, то тут мова йде про сталь, яка здатна опиратися корозії – нержавіючу, корозійностійку. Термін *rustless* означає матеріал (сталь) без іржі, яка ще встигла заіржавіти. Саме в такому випадку треба використовувати термін «нержавкий». Сталі, яка не здатна ржавіти, на нашу думку більше підходять терміни «нержавійна, нержавіюча».

«В кипящем слое». У цьому випадку всі словники [1-3] сходяться на терміні «киплячий», а словник [4] поділяє згідно з функцією: «такий, що кипить» і «киплячий».

Цікаво розглянути деякі складні дієприкметники.

«Дисперснотвердеющие стали». У словнику [1] бачимо: «дисперснотвердіюча сталь»; словник [2] перекладає цей термін як «сталь, що дисперсно твердіє». У словнику [3] дієприкметник «твердеющий» перекладається як «твердий, тужавий». Поєднати ці частки з першою частиною терміна «дисперсно-» важко. Тому кращим варіантом тут буде «сталь, що дисперсно твердіє».

«Карбидообразующий элемент». Словник [4] наводить переклад: «карбідотворний». У словнику [3] дієприкметник «образующий» перекладається як «утворювальний, твірний». Найкращий варіант подає словник [2]: «карбідотвірний».

Щоб уникнути калькування ще одного виду термінів, варто згадати ДСТУ 3966-2000 «Засади і правила розроблення стандартів на терміни» [5]. Він стосується перекладу тих російських термінів, які позначають ті чи інші процеси. Справа у тому, що з нормами української мови стандарт чітко розрізняє терміни, які позначають *дію* (тобто процес, який відбувається просто зараз), *подію* (процес як подія, що вже закінчилася, відбулася) і *наслідок* (результат або продукт події). У російській мові такого поділу немає, і всі зазначені вище процеси та їх результат позначаються одним словом.

Наприклад, термін «выплавка» та інші однокореневі з ним. Словник [1] перекладає його просто: «виплавка». У словнику [2] бачимо: «плавлення, виплавлення (сталі)». Тут уже є дія і подія. Точно згідно з ДСТУ [5] перекладають словники [4, 5]: «витоплювання, витоплення, витоп» (є всі елементи – дія, подія і наслідок). Треба зауважити, що при перекладі російських термінів з коренем *-плав-* серед фахівців нема згоди. Одні, утворюючи термін, виходять з кореня дієслова «плавить», інші – з кореня дієслова «топить». З історичної точки зору використання дієслів *плавить* і *топить* і похідних від них рівнозначно. Але у сьогоденні умовах на думку авторів терміни, які позначають процес переходу з твердого стану у рідкий і походять від дієслова «плавить» мають переважне право на використання.

«Заливка». Словник [1] має один варіант: «заливка». Словник [4] дає: «заливання (незак. проц.), залиття», а словник [3] – «заливання, залиття, (у тому числі й «термообработка»). Словник [1] – «обробка», словник [4] – «оброблення, оброблення, обробка»; словник [3] – «оброблення, оброблення, обробіток». У останніх двох випадках різниця у визначенні результату дії – «обробка» і «обробіток».

«Нагрев». Словник [1] наводить термін «нагрів». Словник [4] розрізняє дію – «нагрівання» і результат – «нагрів». Словник [3] дає всі три терміни: «нагрівання, нагріття, нагрів». Аналогічно термін «осадка». Калька «осадка» у словнику [1], розширення понять «осаджування, осадження» у словнику [4] і згідно з ДСТУ «осаджування, осадження, осада» у словнику [3].

«Отжиг». За словником [1] лише «відпал»; у словнику [4] – «відпалювання (металу)»; у словнику [3] – «відпалювання, відпалення, відпал».

«Отпуск». За попередньою схемою: словник [1] – «відпуск»; словник [4] – «відпускання, відпуск (результат)»; словник [3] – «відпускання, відпущення, відпуск».

Щоб наукова робота (стаття, доповідь, підручник і т. п.) українською мовою була досконалою, необхідно уникати стилістичних кальок з російської мови. Наприклад, у математичних роботах можна зустріти термін-кальку «безкінечність» у той час, як правильно було б використати термін «нескінченність». Замість очевидної кальки «достовірність» на нашу думку краще вживати суто український термін «достеменність» [6]. Частіше можна зустріти термін «оточуюче середовище», хоча правильний термін – «довкілля». У роботах з прикладної механіки можна зустріти поняття «несівна здатність» – пряма калька російського терміну «несущая способность». Цьому поняттю відповідає термін «тримкість» (здатність тримати, витримувати певне навантаження).

У роботах, пов'язаних з розрахунками, можна зустріти вираз, що результат виявився *вірним*. В українській мові поняття «вірний» означає вірність присязі, кохання, обіцянці тощо. Результат розрахунків може бути лише *правильним*. Якщо результат виявився приблизним, його можуть записати як «... *біля* (якось величини)». Українське слово «біля» за своїм змістом говорить про місце розташування неподалік чогось. Для позначення приблизної величини треба використовувати слово *близько*. При перекладі виразу «это составляет (например, 25 % от чего-то)» часто можна почути і побачити вираз «це *складає*...». Проте складати можна щось на купу, складати автомобіль на конвеєрі і т.п. Щоб визначити щось у сукупності треба використовувати вираз «це *становить* (25 % від чогось)».

Можна зустріти багато інших звичайних досить поширених виразів, які є російськомовними кальками, що пов'язано з тривалим впливом російської мови в нашому суспільстві. Наприклад: «підряд» замість притаманного українській мові «поспіль»; «використовувати *в якості* (чогось)» замість «використовувати *як* (щось)»; «в кінці-кінців» замість «врешті-решт»; «я рахую...» замість «я вважаю...»; «згідно (чомусь)» замість «згідно з (чимось)»; «на протязі (якогось часу)» замість «протягом (якогось часу)»; «навести порядок» замість «упорядкувати» та інші.

Якщо вирази типу «незважаючи на...», «не рахуючись з...» використовуються у значенні «не звертаючи увагу на щось, не рахуючись з чимось, не враховуючи щось», то замість них треба використовувати звороти «як не зважати...», «як не рахувати...» тощо.

Щоб упорядкувати і впровадити в життя правильну українську науково-технічну термінологію, треба бути дуже уважним до тих термінів та виразів, які використовуються у тому чи іншому документі. А для цього треба бути обізнаним в українському правописі, чинних термінологічних стандартах і дотримуватися їх, не лінуватися заглядати в українські тлумачні та перекладні словники.

Список літератури

1. Пінчук С. І. Фізичне матеріалознавство. Російсько-українсько-англійський термінологічний словник / С. І. Пінчук, С. І. Губенко. – Дніпропетровськ : РВА «Дніпро-VAL», 2009. – 38 с.
2. Терминологический словарь «Металлы» в 2-х т. / [Блантер М. С., Кершенбаум В. Я., Мухин Г. Г. и др.]. – М.-Запорожье : изд-во «Мотор Сич», 2005. – Т. 1 – А-М – 511 с.; Т. 2 – Н-Я – 523 с.
3. Російсько-український словник з інженерних технологій / укл. М. Ганіткевич, Б. Кінаш. – Львів, 2004.
4. Онлайн-словник ABBYY Lingvo www.lingvo.ua/uk/Translate/ru-uk/
5. ДСТУ 3966-2000 Засади і правила розроблення стандартів на терміни та визначення понять. – К. : Держстандарт України, 2000. – 32 с.
6. Олійник І. С. Російсько-український словник / І. С. Олійник, Д. І. Ганич. – К. : АСК. – 1999. – 760 с.

Одержано 12.02.2013

© Канд. техн. наук В. М. Плєскач, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

Olshanetskyi V., Pleskach V. About some russian-language tracing papers in scientific literature

СТАН ТА ТЕНДЕНЦІЇ РОЗРОБКИ ТЯГОВИХ ПЕРЕДАЧ ДИЗЕЛЬНОГО РУХОМОГО СКЛАДУ ЗАЛІЗНИЦЬ

Вступ

Залізничний транспорт є однією з базових галузей сучасної економіки України. Стабільне та ефективне функціонування залізничного транспорту необхідне для забезпечення обороноздатності, національної безпеки і цілісності держави, підвищення якості життя населення [1, 2]. На даний час залізниці частково задовольняють потреби виробництва та населення в перевезеннях. Стан виробничо-технічної бази залізниць і технологічний рівень перевезень за багатьма параметрами не відповідає зростаючим потребам суспільства та європейським стандартам якості надання транспортних послуг. Це є перешкодою для подальшого соціально-економічного розвитку держави [1, 2]. Виникнення проблем у діяльності та розвитку залізничного транспорту зумовлене рядом негативних факторів, зокрема прогресуючим старінням основних фондів. Загальний ступінь зносу основних фондів залізничного транспорту становить 56 %, у тому числі рухомого складу – 68 %. Потребує істотної модернізації інфраструктура залізниць [1]. Стратегічною метою державної політики України в розвитку залізничного транспорту є створення конкурентоспроможного рухомого складу, а також сучасних вітчизняних потужностей для його виробництва та ремонту, тобто зменшення залежності України від імпортних поставок залізничного транспорту та запасних частин до нього [2].

Мета роботи – аналітичне дослідження використання різних типів тягових передач дизельного рухомого складу на залізницях світу.

Результати дослідження

Загальна експлуатаційна довжина неелектрифікованих колій на залізницях України становить 12234 км, що в процентному відношенні до всієї довжини головних колій складає 55,9 %. У той же час відсоткова частка дизельної тяги в експлуатаційній роботі становить 20 %. У зв'язку із підвищенням цін на паливо важливим є проведення модернізації та оновлення парку дизель-поїздів [1, 3]. Пріоритетним напрямком модернізації є розробка та втілення у виробництво сучасного вітчизняного дизель-поїзда з оптимальними енергозатратами [1, 3].

Дизель-поїзд є різновидом моторвагонного рухомого складу, що отримує енергію від дизеля. Він використовується в приміських перевезеннях на неелектрифікованих та частково електрифікованих залізничних лініях [4]. Дизель-поїзд розробляють в розрахунок на широке різноманіття умов експлуатації в різних країнах і регіонах. На цей час переважає думка, що вони більш привабливі для пасажирів з точки зору швидкості та комфорту, більш економічні та простіші у використанні, ніж поїзда на локомотивній тязі [5]. У цьому аспекті основними перевагами дизель-поїздів є:

- незначний вплив на залізничний шлях за рахунок зменшених осевих навантажень;
- можливість модульного виконання кузовів в цілому і розміщення в них всього обладнання, у тому числі оснащення інтер'єрів;

- менші витрати життєвого циклу;
- висока енергетична ефективність;
- можливість руху в обох напрямках (човникового);
- великі значення прискорення;
- висока надійність та експлуатаційна готовність;
- можливість збільшення пасажиромісткості за рахунок розміщення основних вузлів і агрегатів, у тому числі елементів тягової передачі, під кузовами вагонів [5].

Дизель-поїзда класифікують за видами тягової передачі (електрична, гідравлічна або механічна), а також відпоно до конструкційної швидкості [5]. На дизель-поїздах розповсюджених серій використовується, як правило, гідравлічна або електрична тягова передача [6]. Передача потужності від дизеля до колісної пари повинна мати високу надійність і довговічність, мінімальні розміри, масу й вартість, високий коефіцієнт корисної дії (ККД) в усіх режимах роботи, мінімальні витрати на обслуговування й ремонт. Для сучасних електричних передач характерне збільшення потужності при збереженні майже тих же габаритних розмірів і зменшенні питомих мас елементів передачі. На дизель-поїздах застосовують електричні передачі потужності на постійному, змінно-постійному і змінному струмах [7]. Переважне поширення у світовій практиці має електропередача на постійному струмі. Це пов'язано з тим, що ККД електричної передачі постійного струму при тривалому режимі роботи на швидкості до 160 км/год складає 84–86 %. Але при швидкості роботи дизель-поїзда понад 160 км/год передача постійного струму поступається передачі змінного струму за ККД та енергетичними показниками. Передача змінно-постійного струму використовується на вантажних дизель-поїздах великої потужності.

В умовах модернізації рухомого складу залізниць світу та збільшення швидкостей руху дизель-поїздів понад 160 км/год все частіше використовується тягова електропередача змінного струму [5]. До того ж дизель-поїзда з тяговою передачею змінного струму за тої ж маси що й з іншими видами передач розвивають більшу силу тяги, що дозволяє використовувати менше число моторизованих осей вагонів за тієї ж маси рухомого складу [8]. На цей час у світі випускаються шість типів дизель-поїздів, розрахованих на експлуатацію з максимальною швидкістю 200 км/год. Поїзда для руху з більш високою швидкістю не проектується, оскільки область високошвидкісного руху практично повністю електрифікована [5, 8].

У світі швидкісні дизель-поїзда широко використовуються в міжміських і регіональних сполученнях, особливо на залізницях Німеччини (DBAG), Великобританії, Данії (DSB) та Іспанії (RENFE) [8]. Поширеними на таких дизель-поїздах є дизельні двигуни типу QSK9R компанії Cummins. У ряді випадків конструкційна швидкість 200 км/год реалізується не повністю - так дизель-поїзда серії IC3 на залізницях Данії і Швеції (SJ) експлуатуються з максимальною швидкістю 180 км/год (тягова електропередача змінного струму). В той же час поїзда сімейства Venturio компанії Siemens, конструкція яких відрізняється особливо високим ступенем модульності, розраховані на експлуатацію з максимальною швидкістю 160 км/год при гідравлічній і 250 км/год при електричній тяговій передачі [5, 8] (тягова електропередача змінного струму).

Залізниці Німеччини послідовно реалізують програму переходу приміських перевезень з локомотивної тяги на моторвагонний рухомий склад [9]. Паралельно з цим здійснюється підвищення рівня комфорту за рахунок покращення дизайну вагонів та їх ходових властивостей.

У Німеччині експлуатуються дизель-поїзда Alstom LHB (VT640, VT641) (тягова електропередача змінного струму), Siemens (VT642) (тягова електропередача змінного струму), Bombardier Talbot (VT643, VT644) (тягова електропередача змінного струму), Stadler/ Bombardier DWA (VT646) (тягова електропередача змінного струму), Adtranz (VT650, VT611, VT612, RS1) (гідравлічна тягова передача) та деякі інші моделі [5, 9].

В світі використовується 18 типів дизель-поїздів, розрахованих на експлуатацію з максимальною швидкістю від 120 до 160 км/год. Серед дизель-поїздів у цій швидкісній категорії можна відзначити Saemaul/DHC 200 (конструкційна швидкість 150 км/год, Республіка Корея; гідравлічна тягова передача), Aln 776 (145 км/год, Італія; гідравлічна тягова передача), Endeavour (145 км/год, Австралія; тягова електропередача постійного струму), BM/BS 92 (140 км/год, Норвегія; тягова електропередача постійного струму), mddm (140 км/год, Німеччина; гідравлічна тягова передача), MT 5600 (140 км/год, Туреччина; гідравлічна тягова передача) і MR/MRD (130 км/год, Данія; гідравлічна тягова передача) [5, 8].

На залізницях Великої Британії експлуатуються дизель-поїзда IC125, двовагонні поїзда серії 158 та тривагонні поїзда серій 160, 165, 166, 170 (тягова електропередача постійного струму). Компанія-оператор Chiltern в кінці 90-х років замовила компанії Adtranz нові чотиривагонні дизель-поїзда серії 168 з гідравлічною передачею. Ці дизель-поїзда показали високу надійність, річний пробіг кожного з них складає не менше 250 тис. км. Британські компанії-оператори пасажирських перевезень Virgin North і Western Train закупили також 34 дизель-поїзди серії 220 та 44 поїзда серії 221, що випускаються на заводі компанії Bombardier в Брюгге (Бельгія). Ці дизель-поїзда мають електричну передачу змінного струму. Даний моторвагонний рухомий склад потрібний для заміни швидкісних дизель-поїздів серії IC125, що вивільнюються після електрифікації магістралей Західного узбережжя, а також для заміни приміських поїздів на локомотивній тязі, що дозволить зменшити витрати на експлуатацію, обслуговування, ремонт і підвищити швидкість руху [5, 8, 9].

На залізницях Франції (SNCF) експлуатуються дизель-поїзда XTER, A-TER, TER 72500 (тягова електропередача постійного струму). Поїзда серії TER 72500 призначені для забезпечення в регіональних сполученнях того ж рівня комфорту для пасажирів, що і в поїздах TGV високошвидкісних сполучень. Ці дизель-поїзда бувають двох варіантів: двовагонні та тривагонні.

У рамках програми покращення регіональних сполучень залізниці Іспанії обрали для нових дизель-поїздів TRD концепцію поїздів серії IC3 залізниць Данії, які були побудовані компанією Duewag в 1986–1987 р.р. Але компанія-виробник SAP використала в дизель-поїздах візки нової конструкції, пристосовані до широкої колії (1668 мм), замінила повітряне охолодження дизеля водяним і встановила в тяговому приводі гідравлічну, а не гідромеханічну передачу. Двовагонні дизель-поїзда з кузовами виготовлені із алюмінієвого сплаву, обладнані установками кондиціонування повітря. У поїзді чотири силових установки з приводом на одну з двох колісних пар кожного візка. Загальний обсяг замовлення – 16 одиниць. Річний пробіг кожного дизель-поїзда складає 120 тис. км [5, 8, 9].

На залізницях Росії та Білорусії експлуатуються наступні серії рухомого складу для приміського сполучення: Д1 (гідромеханічна тягова передача), ДР1 (гідравлічна тягова передача), Д-3, МДП1, МДП2, МДП3, МДП4 (гідромеханічна тягова передача), ДПМ1, ДТ116 (гідромеханічна тягова передача), ДПСaA3, ДДБ, ДРБ (тягова електропередача постійного струму) [4, 5, 7]. Серед них переважають поїзда з локомотивною тягою.

Сучасні російські дизель-поїзда виробництва ВАТ «Метровагонмаш» РА-1, РА-2, РА-В мають гідромеханічну тягову передачу. Модернізований дизель-поїзд ДДБ1 (ДПСaA3), що виробляється ВАТ «Деміховський машинобудівний завод» на основі двох секцій тепловозу 2М62, має тягову електропередачу постійного струму. ВАТ «Торжокський вагонобудівний завод» виробляє дизель-поїзда ДТ-1 (тягова електропередача постійного струму).

Велику кількість дизель-поїздів для Росії, Білорусії, Грузії, Естонії, Латвії та Литви поставляє АТ «Ризький машинобудівний завод», який виробляє дизель-поїзд DR з гідравлічною тяговою передачею «Voith» – це подальший розвиток серії дизель-поїздів ДР1, ДР1П, ДР1А, ДР1Б.

В Україні експлуатуються моделі дизель-поїздів, що залишилися з часів СРСР (Д1, ДР1, Д-3 та ін.), а також вітчизняні розробки виробництва ВАТ ХК «Луганськтепловоз».

У період з 1997 по 2003 роки ВАТ ХК «Луганськтепловоз» були створені нові види рухомого складу для залізниць:

- дизель-поїзд локомотивної тяги ДПЛ1 з модернізованою секцією тепловоза 2М62У і причіпним головним вагоном з кабіною керування. Дослідний зразок побудований у 2001 році, прийнятий міжвідомчою комісією і запущений у виробництво;
- дизель-поїзд локомотивної тяги ДПЛ2 з модернізованою секцією тепловоза 2ТЕ116 і причіпним головним вагоном з кабіною керування. Дослідний зразок побудований у 2001 році, прийнятий міжвідомчою комісією і запущений у виробництво;
- дизель-поїзд ДЕЛ-01 з електропередачею змінного струму. Дослідний зразок виготовлений у 1998 році. Після здійснення комплексу приймальних іспитів і доводочних робіт його було знято з виробництва;
- дизель-поїзд ДЕЛ-02 з електропередачею змінного струму. Дослідний зразок побудований у 2003 році, прийнятий міжвідомчою комісією і запущений у виробництво.

На сучасних дизель-поїздах для покращення комфорту пасажирів необхідно встановлювати більш потужні дизелі з розрахунку 40–50 кВт додатково на один вагон до необхідної потужності на тягу (для використання кондиціонера, додаткового внутрішнього обладнання). На нових дизель-поїздах передбачається використовувати компоновану схему з'єднання поїзда. Це дозволить поставити на шість візків п'ять вагонів зі скороченими кузовами замість чотирьох вагонів на восьми візках. При цьому довжина поїзда залишиться тією ж, що дасть змогу використовувати існуючі платформи, станційні шляхи та депо. Цей принцип з'єднання дає наступні переваги порівняно із звичайним з'єднанням:

- збільшення ширини міжвагонних переходів;
- за рахунок зменшення кількості тамбурів збільшено кількості посадочних місць в середньому на 13 %;
- зменшення часу посадки-висадки за рахунок більш широких дверей;
- краще зчеплення поїзда з рейками (збільшення осьового навантаження в нормативних межах, оскільки маса поїзда залишиться тією ж, а кількість візків зменшиться);
- висока динамічна реакція на нерівність шляху за рахунок зосередження маси двох вагонів на одному візку;
- збільшення простору для підвагонного обладнання [6, 9].

Проте, до недоліків таких дизель-поїздів можна віднести:

- наявність більшої кількості установок кондиціонування повітря;
- складні міжвагонні зчіпні пристрої;
- необхідність переобладнання депо під ремонт даного рухомого складу.

Неекономічність використання локомотивної тяги в приміському русі та перспектива списання в найближче десятиліття значної кількості дизель-поїздів, які сьогодні експлуатуються на українській залізниці, все гостріше ставить питання створення нового рухомого складу для приміських перевезень [4, 5, 8]. У середньому потреба в залізничних приміських перевезеннях задовольняється в Україні на 70–75 %, а в літній період, вихідні та святкові дні на 50–60 %. За останні роки технічний стан тягового рухомого складу набув критичного стану через дефіцит запасних частин та

фактичну відсутність оновлення. Це повною мірою належить до стану дизель-поїздів, біля 50% вагонів яких відпрацювали свій ресурс і потребують виключення з інвентарного парку, як такі, що не забезпечують вимоги безпеки руху та потрібний рівень комфорту.

Згідно з [2] передбачено, що використання вітчизняного науково-технічного потенціалу України для виробництва сучасних конкурентоспроможних магістральних вантажних та пасажирських дизель-поїздів та технічна модернізація залізничного транспорту, як результат реформування, створить умови для виконання Державної програми реформування залізничного транспорту.

В експлуатації на Одеській залізниці знаходяться дизель-поїзда серії ДЕЛ-02 виробництва ВАТ ХК «Луганськтепловоз». Їх створення на сучасній вітчизняній елементній базі та впровадження у використання Державною адміністрацією залізничного транспорту України «Укрзалізниця» повністю відповідає державним планам та програмам реформування і розвитку залізничної галузі.

Українськими вченими досліджуються питання проведення модернізації дизель-поїздів ДЕЛ-02 [1, 10, 11, 12], зокрема загальнотеоретичні питання побудови інформаційних систем керування на основі нейронних мереж та штучного інтелекту, оптимізації руху та режимів роботи поїзда, побудови математичних моделей складових системи керування тяговою електропередачею. Дані дослідження сприяють значному покращенню якостей руху дизель-поїздів ДЕЛ-02, допомагають вирішити значну кількість технічних задач, що існували на початкових стадіях впровадження у виробництво дослідних екземплярів даних дизель-поїздів.

Проаналізувавши досвід використання дизель-поїздів ДЕЛ-02 та роботи з попередньої модернізації [1, 10, 11, 12], зроблено висновок про високу надійність даної вітчизняної розробки та перспективність використання дизель-поїздів ДЕЛ-02.

Висновки

Дослідження роботи дизель-поїздів ДЕЛ-02, створення наукової бази для їх подальшого довершення, серійне виробництво даної моделі дозволить прискорити повний перехід «Укрзалізниці» на тягові системи вітчизняного виробництва, та, в перспективі, створити умови для експорту даної тягової одиниці або її складових тягових модулів та агрегатів (що є реальним з огляду на конкурентоспроможну ціну, потреби багатьох держав у дизель-поїздах та високу технічну ефективність дизель-поїздів ДЕЛ-02).

Список літератури

1. Моделирование и оптимизация систем управления и контроля локомотивов. Научное издание / [Носков В. И., Дмитренко В. Д., Заполовский Н. И., Леонов С. Ю.]. – Х. : ХФИ «Транспорт Украины», 2003. – 248 с.
2. Про затвердження Державної цільової програми реформування залізничного транспорту на 2010–2015 р.р. [Електронний ресурс] / Постанова КМУ від 16 грудня 2009 р. № 1390. Режим доступу : <http://zakon.rada.gov.ua/cgi-bin/laws/main.cgi?nreg=1390-2009-%EF>. – Назва з екрану.
3. Шпики Н. И. К вопросу модернизации тяговых электроприводов городского электротранспорта / Н. И. Шпики, А. В. Донец // Научно-технический сборник «Коммунальное хозяйство городов». – 2006. – № 76. – С. 354–359.
4. Раков В. А. Локомотивы и моторвагонный подвижной состав железных дорог Советского Союза. 1976–1985 / Раков В. А. – М. : Транспорт, 1990. – 238 с.
5. Шафи Надери Али Асгар. Современные дизель-поезда / Али Асгар Шафи Надери // Железные дороги мира. – 2003. – № 12. – С. 22–33.
6. Дизель-поезда с механической передачей // Железные дороги мира. – 2006. – № 10. – С. 25–27.
7. Тищенко А. И. Справочник по электроподвижному составу, тепловозам и дизель-поездам / Под ред. А. И. Тищенко. – Т. 1. – М. : Транспорт, 1976. – 432 с.
8. Локомотив для Европы без границ // Железные дороги мира. – 2008. – № 4. – С. 35–41.
9. Басов Г. Г. Використання дизельного рухомого складу в приміському русі / Г. Г. Басов, А. П. Фалендиш // Научно-технический сборник «Коммунальное хозяйство городов». – 2003. – № 47. – С. 201–206.
10. Кулагін Д. О. Розробка моделі модернізованого частотно-керованого тягового електроприводу зі змінним алгоритмом керування дизель-потяга ДЕЛ-02 / Д. О. Кулагін, О. С. Качур, П. Д. Андрієнко // Електротехніка та електроенергетика. – 2010. – № 1. – С. 30–34.
11. Кулагін Д. О. Синтез цифрового модального регулятора активної складової струму тягового електропривода дизель-поїзда ДЕЛ-02 методом поліноміальних рівнянь / Кулагін Д. О. // Вісник КДУ ім. М. Остроградського. – 2010. – № 5 (64). – С. 34–36.
12. Басов Г. Г. Прогнозування розвитку дизель-поїздів для залізниць України : монографія. Ч. 1 / Басов Г. Г. – Х. : Апекс+, 2004. – 240 с.

Одержано 07.03.2013

© Канд. техн. наук Д. О. Кулагін

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

Kulagin D. Status and trends of the development of traction gear diesel railway rolling stock

ИССЛЕДОВАНИЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АТОМОВ НИОБИЯ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ ИЗ МОЛИБДЕНА

Введение

Разбавленные сплавы переходных металлов, на основе ниобия, молибдена, циркония и т.д. представляют интерес с применением их в новой технике. (ТЭПы, СВЧ и газоразрядные приборы, электровакуумная техника и технология, ядерная и космическая энергетика и т. д.). Известно, что многие физико-химические свойства сплавов в основном определяются элементарным составом, фазовым состоянием и электронной структурой их поверхностного слоя. Поэтому, создание сплавов с определенной концентрацией легирующих элементов является актуальной задачей. Одним из эффективных методов получения сплавов на основе тугоплавких металлов является метод ионной имплантации. Подбирая энергию ионов и их дозу можно получить сплавы с нужными поверхностными характеристиками.

Цель работы заключалась в экспериментальном исследовании имплантации ионов ниобия в монокристаллических образцах молибдена (111), (100) и (110); изменения концентрации атомов ниобия, приповерхностной области сплава при нагревах образца; глубину проникновения атомов ниобия в монокристаллической мишени; определение элементного состава поверхности в различных режимах термообработки исследуемых кристаллов.

Методика эксперимента

Получение низкоэнергетических ионов тугоплавких металлов представляет собой самостоятельную задачу, которая подробно описана в работе [1]. Аналогично, как в работе [1], в экспериментах по имплантации ионов Nb в монокристалле Мо использовали только однозарядные ионы ниобия, и нами получены интегральный ток на мишени $\sim 4 \cdot 10^{-7}$ А. При этом вакуум в камере прибора не хуже $\sim 10^{-8}$ Торр. Ионный ток измерялся цилиндром Фарадея установленного в манипуляторе экспериментальной установки. Поток ионов ниобия составляет $\sim 10^{11}$ ион·см⁻²·с⁻¹, энергия ионов $E = 3$ кэВ. При этих же значениях потоков ионов Nb можно увеличить дозу за счет времени облучения. В манипулятор, экспериментальной установки, были вмонтированы монокристаллы Мо(111), Мо(100) и Мо(110). Подготовка образцов к имплантации ионами ниобия детально описана в работе [2]. Кристаллы прогревались в температурном интервале 2000–2300 К с кратковременным повышением температуры до 2400 К. Общее время прогрева каждого кристалла ~ 50 часов. При этом через каждые 2–3 часа снимались оже-спектры поверхности кристаллов. Количественный анализ оже-спектров, снятых с поверхности молибдена (111), (100) и (110) легированного ионами ниобия с дозой $5 \cdot 10^{14}$ ион·см⁻², показал, что концентрация атомов ниобия составляет ~ 2 –3 ат%. Количественный анализ оже-спектров проводился методом факторов элементной чувствительности, в качестве эталона нами был использован интенсивный оже-пик ниобия с энергией 169 эВ (переход $M_5N_3N_3$), измеренной в этом же спектрометре. В связи с тем, что концентрация атомов ниобия в поверхностном слое ионно легированного молибдена составляла всего ~ 2 –3 ат%, построение кривой распределения концентрации атомов Nb по глубине ионно-имплантированного монокристалла молибдена представляло определенную трудность. Распределение атомов ниобия по глубине монокристаллов молибдена определялось следующим образом. Один из ионно-имплантированного монокристалла молибдена устанавливали на против фланца с аргоновой пушкой и проводили послойное травление поверхности кристалла ионами аргона через каждые 6–7 минут, т. е. после удаления одного атомного слоя с поверхности ионно-имплантированного молибдена снимались оже-спектры. Такие измерения проводили и для других граней молибдена. На рис. 1 приведено распределение концентрации атомов ниобия по глубине приповерхностной области монокристалла Мо(111). Из рисунка видно, что в поверхностном слое ионно-имплантированного молибдена, толщиной 1–2 атомных слоев, концентрация атомов Nb равна ~ 1 (ат)%. Эта средняя глубина выхода оже-электронов для таких переходных элементов как Мо, W [2]. Концентрация атомов Nb на глубине ~ 4 атомных слоев составляла ~ 3 –4 (ат)%.

Прогрев молибдена легированного ионами Nb в температурном интервале 1350–1400 К приводил к незначительному увеличению концентрации атомов Nb в молибдене. А повышение температуры прогрева до 1500 К и выше с одновременным снятием оже-спектров, приводил к уменьшению концентрации атомов ниобия в приповерхностной области ионно-имплантированного молибдена. Данное явление мы связываем с тем, что как показано [3], в результате термодиффузии и сегрегации атомов примесного элемента и металла матрицы в разбавленных металлических сплавах, в зависимости от атомных размеров этих элементов и теплоты сублимации, поверхностный слой сплава может обогатиться атомами примесного элемента, либо наоборот концентрация примесного элемента может заметно уменьшиться. В [4] на примере ряда сплавов тугоплавких металлов данное явление хорошо проиллюстрировано. Необходимо отметить еще следующий экспериментальный факт что, в случае имплантации атомов молибдена в ниобий заметной сегрегации и термодиффузии на поверхности сплава не наблюдались [1]. В системе Мо-Nb при имплантации ионами ниобия на поверхности разбавленного сплава наблюдалась заметная термодиффузия и сегрегация при нагревах кристалла относительно системы Nb-Mo.

Анализ полученных результатов

Анализируя результаты по имплантации ионов ниобия в монокристаллических образцах молибдена (111), (100) и (110) можно отметить следующее. При бомбардировке поверхности мишени ионами легирующего металлического элемента происходит распыление атомов поверхностного слоя металла матрицы и атомов имплантируемой примеси. Эти процессы дают ограничение на число внедряемых атомов в поверхностный слой мишени. Из литературы известно, что при имплантации малыми дозами ($< 10^{16}$ ион·см⁻²) легирующего элемента образуются разбавленные ионно-имплантированные сплавы с концентрацией примесного элемента ~ 1 (ат)%. Кроме того, глубина максимального содержания атомов легирующих элементов, в основном, определяется энергией ионов примесного элемента. Из результатов этих работ следует, что при энергии ионов ниобия при $E = 3$ кэВ глубина максимального содержания атомов ниобия в молибдене не должна превышать ~ 3 –5 атомного слоя. Заметные изменения амплитуды оже-спектров легированного элемента с поверхности сплава молибдена ниобия относительно сплава ниобия-молибдена, нам кажется, связано с неравновесными процессами на поверхности разбавленного сплава. В случае сплава молибдена с ниобием подвижность атомов Nb больше, чем молибдена. Поток атомов Nb в поверхностный слой легированного кристалла больше потока атомов молибдена. А в случае Nb-Mo по всей видимости в приповерхностной области, в процессах термодиффузии и сегрегации основную роль играют атомы ниобия. На эти процессы накладываются, атомные размеры металла основы и примеси: ($R_{Nb} = 1,625 \text{ \AA}$, $R_{Mo} = 1,550 \text{ \AA}$) также температура плавления этих же элементов и постоянная решетки кристалла матрицы.

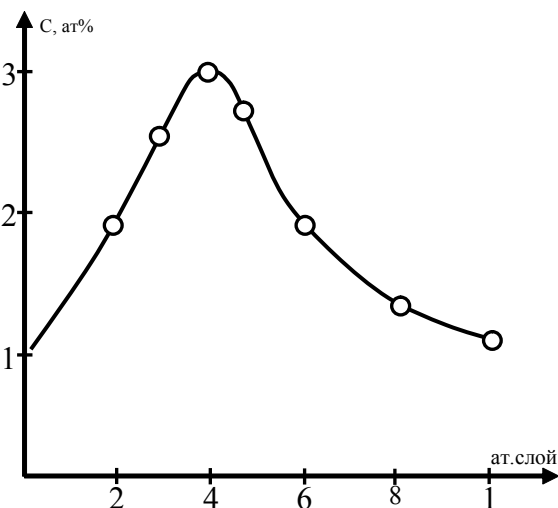


Рис. 1. Распределение концентрации атомов ниобия по глубине приповерхностной области монокристалла Мо(111)

Заключение

1. Путем низкоэнергетической ионной имплантации ($E_p = 3$ кэВ, $D = 5$ – $6 \cdot 10^{14}$ ион·см⁻²) получены разбавленные сплавы молибдена с ниобием на трех гранях монокристалла молибдена.
2. Исследована глубина проникновения атомов ниобия в приповерхностной области молибдена. Распределение концентрации атомов ниобия по глубине одинакова для трех исследованных кристаллографических направлений монокристалла молибдена.
3. Экспериментально установлено, что в системе Nb-Mo при снятии оже-спектров, регистрация атомов молибдена довольно трудно. В случае Mo-Nb атомы ниобия быстро и отчетливо проявляются в оже-спектрах сплава.
4. Роль движущей силы в процессах термодиффузии и сегрегации в сплаве Mo-Nb в основном играет атомы ниобия.

Список литературы

1. Нурматов Н. А. Исследование ионно-имплантированных атомов молибдена на поверхности монокристаллов ниобия / Н. А. Нурматов, Ё. С. Эргашов, А. Холов Ж. // Узбекский физический журнал. – 2011, Т. 13, № 2. – С. 129–132.
2. Исследование фотоэлектронных спектров ионно-имплантированного монокристалла Мо(111) / [И. Бурибаев, Н. А. Нурматов, Ё. С. Эргашов и др.] // Ж. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2012. – № 9. – С. 55–58.
3. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М.: Металлургия. – 1978. – 245 с.
4. Бурибаев И. / Изучение сегрегации атомов циркония, имплантированных в ниобий Бурибаев И., Холов А. // Материалы Всероссийского Симпозиума по эмиссионной электронике, 1996. – Рязань. – 232 с.

Одержано 10.02.2013

© Н. А. Нурматов, Ё. С. Эргашов, А. Холов, Г. Р. Отамуродов, И. Х. Хамиджонов

Национальный университет Узбекистана имени М. Улугбека, г. Ташкент

Nurmatov N. Ergashov E., Kholov A. Otamurodov G., Khamidjon I.
Study of low-energy ion implantation of niobium atoms in the crystal samples of molybdenum

РЕЦИКЛИНГ ОТХОДОВ ТИТАНА И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Экономика

В связи с общемировой тенденцией развития металлургии на базе вторичного сырья особое значение приобретают титановые отходы. Максимально полное и рациональное использование отходов – один из приоритетных способов удешевления титановой продукции, которое, несомненно, укрепит экономические позиции титановой промышленности. В результате стоимость отходов в последнее время стала приближаться к стоимости губчатого титана. В работе [1] указывается, что использование вторичных титановых ресурсов (и в первую очередь стружки) является основным источником эффективного формирования металлофонда титана. Исходя из структуры кругооборота титана, источниками вторичного сырья являются: на этапе производства титана – оборотный лом и отходы, на этапе потребления титана – амортизационный лом.

Функционирование предприятия, производящего продукцию из титана с высокой степенью готовности, должно характеризоваться не только показателем прибыли, но и добавленной стоимостью [2]. Важный фактор увеличения добавленной стоимости – снижение материалоемкости. Одним из основных направлений снижения материалоемкости титановой продукции с высокой степенью готовности является экономия на первичном сырье за счет вовлечения в переработку кондиционных отходов. Более полное использование отходов производства дает экономию на лигатурных и других материалах, что приводит к снижению стоимости промежуточного продукта, росту производительности труда и добавленной стоимости.

Возможность снижения себестоимости титана при эксплуатации производства на базе использования электронно-лучевых печей с промежуточной емкостью (ЭЛППЕ) рассматривается в работе [3]. Применение таких печей позволяет, во-первых, получать однократным переплавом плоские слябы и, во-вторых, использовать в качестве шихты любое количество (вплоть до 100 %) титановых ломов, что становится особенно важным фактором в условиях увеличивающегося ломообразования. В работе [3] указывается также на необходимость минимизации потерь при разделке ломов до размеров, требуемых при вовлечении их в шихту, а также на то, что от оборудования и технологии финишной операции – механической обработки слитков/слябов зависит, какая часть отходов может быть оборотной, то есть пригодной для обратного вовлечения в шихту при следующих плавках.

Таким образом, в вышеуказанных работах еще раз обращается внимание на важную роль титановых отходов в решении проблемы удешевления титановой продукции.

Титан губчатый

Под отходами титана понимают низкокачественный губчатый титан (марка ТГ-Тв), которого в процессе производства губки образуется до 10 %. До 60 % губки ТГ-Тв можно использовать для выплавки слитков, которые предназначены для изготовления из них изделий и деталей неаэрокосмического назначения.

Производители губчатого титана стремятся увеличить выход губки высших сортов (марки ТГ-90 – ТГ-120) с одновременным снижением т.н. «отходов» губчатого титана (марка ТГ-Тв и нестандарт). Этого можно достигнуть как усовершенствованием технологии на переделах восстановления и вакуумной сепарации, так и путем увеличения цикловой производительности аппаратов восстановления за счет увеличения их геометрических размеров [4]. Использование самых крупных в СНГ (7 т за цикл) аппаратов с верхним конденсатором на новом производстве губки на Соликамском магниевом заводе (СМЗ) позволило поднять долю губки высших сортов до 80 % [5]. Кроме того, с целью снижения выхода губчатого титана марки ТГ-Тв на СМЗ была внедрена новая схема удаления донной части блока, что позволило сократить выход губки ТГ-Тв почти на 4 %.

На ГП «Запорожский титано-магниевый комбинат» самый низкокачественный губчатый титан (счистки с реторты и блока), содержащий в своем составе меньше основного металла (< 97,75 %) и больше железа (> 1,9 %), чем губка ТГ-Тв, используют для производства высокопроцентного ферротитана (ФТи70). Ферротитан выплавляют с использованием стального лома и брикетированной низкосортной титановой губки в печах типа ВДПП, подготавливается переход на выплавку в индукционных печах.

Титан губчатый мелких фракций (-2 мм), используемый для получения порошков, в промышленном производстве получают как отсев при рассеве дробленой губки в процессе комплектации товарных партий. На Запорожском металлургическом опытно-промышленном заводе (ЗМОЗ) Института титана губчатый титан мелких фракций производят методом механического дробления и измельчения губки фракций -30+10 и -12+2 мм по ГОСТ 17746-96. Для этой цели используют роторно-зубчатые дробилки типа ДГТ со сменными накладками из стали 5ХНМ. Для дробления более крупных кусков губчатого титана применяют щековую дробилку ЩДС-4. Губчатый титан, прошедший стадию дробления, подвергается рассеву на вибросите с магнитной сепарацией и затаривается в металлические бочки емкостью 0,2 м³ с полиэтиленовым вкладышем. Товарной продукцией ЗМОЗа являются также порошки титановые крупностью менее 1 мм по ТУ У 14-10-026-98 «Порошки титановые» и по ТУ 48-10-78-83 «Порошок титановый

химический», изготавливаемые из губки марки ТГ-Тв. По требованию заказчика титан губчатый или порошки могут быть насыщены водородом методом гидрирования.

Выплавка слитков

Отходы титановых сплавов представлены кусковыми отходами, стружкой и листовой обрезью, а также амортизационным ломом. Большинство этих отходов является кондиционным металлом и может использоваться как компонент шихты при производстве слитков.

Вовлечение отходов титановых сплавов в плавку является наиболее рациональным и эффективным способом их утилизации. Самым подходящим агрегатом для этой цели являются гарнисажные печи, работающие по технологии ГРЭ (гарнисаж – расходный электрод). Важным экономическим преимуществом печей и технологии ГРЭ является снижение объема работ по подготовке к плавке возвратного материала (отходов), форма и габариты которого в этой технологии ограничены только размером плавильного тигля печи [6]. Кроме того, технология ГРЭ обеспечивает высокое качество выплавляемых слитков, которые по химическому составу однородны и бездефектны. Корпорация ВСМПО-АВИСМА расширяет использование гарнисажных печей и внедряет технологию ГРЭ + ВДП вместо тройного ВДП при выплавке слитков сплавов Ti-10-2-3 и Ti-6Al-4V для применения в аэрокосмической отрасли.

Корпорацией ВСМПО-АВИСМА заявлен вторичный титановый сплав и способ его изготовления [7]. Сплав содержит, % мас.: Al 0,01-6,5, V 0,01-5,5, Mo 0,05-2,0, Cr 0,01-1,5, Fe 0,1-2,5, Ni 0,01-0,5, Zr 0,01-0,5, Si 0,01-0,25, O d'' 0,3, C d'' 0,1, N d'' 0,07 и Ti – остальное. Шихту компонуют в зависимости от требуемой величины временного сопротивления сплава, а содержание легирующих элементов в сплаве определяется исходя от расчетных величин алюминиевого и молибденового прочностных эквивалентов. Техническим результатом изобретения является получение регламентированных стабильных прочностных и технологических свойств сплава при использовании широкого спектра титановых отходов. Сплав предназначен преимущественно для изготовления листовых полуфабрикатов, изделий конструкционного назначения и может быть использован в оборонных и гражданских отраслях промышленности.

В работе [8] представлены результаты исследования по выплавке слитков титановых сплавов в электронно-лучевой гарнисажной печи из шихтовых материалов разного вида (кусковые и листовые отходы, стружка и губка). Показана необходимость учета вида сырья при выборе режима плавки, в частности степени концентрированности электронного пучка и темпа поднятия мощности на начальной стадии плавки. Разработка рациональной технологии электронно-лучевой гарнисажной плавки (ЭЛГП) должна предусматривать оптимальный набор основных параметров процесса, из которых определяющими являются мощность электронного пучка и время выдержки при заданной температуре.

Как сообщается в статье К. К. Ясинского [9], опубликованной в сборнике «Современные титановые сплавы и проблемы их развития» (М.:ВИАМ, 2010. – 106 с.), титановые литейные отходы могут перерабатываться в слитки на установках ЭЛУТО-1 и ЭЛУТО-2, оснащенных электронными пушками с холодным катодом. Эти установки работали на Пермском и Запорожском моторных заводах, а также нашли применение в других отраслях промышленности.

Способы использования отходов

Технология травления титановых отходов, описанная в работе [10], кроме целевой задачи удаления поверхностного окисленного слоя, предусматривает получение в качестве попутного продукта порошка фосфата титана TiP_2O_7 , который может использоваться в качестве наполнителя лаков, красок, пластмасс и полимерных материалов. Отходы титана после травления, промывки и сушки могут перерабатываться на порошки металлического титана методами гидрирования и электролитического рафинирования с повышенным техническим эффектом за счет предварительной подготовки их поверхности [11].

Для получения титана высокой чистоты используется метод йодидного рафинирования. Йодидный титан может быть использован в атомной энергетике, производстве сверхпроводников и монокристаллов. В работе [12] указывается, что для этой технологии перспективным сырьем является стружка титанового сплава BT1-0.

Отходы титановых сплавов могут быть также использованы в процессах самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. В работе [13] показано влияние основных характеристик исходного титанового материала (стружки, окарины) на свойства конечного СВС – продукта на основе титана.

Отработанные литейные химические источники тока (ЛХИТ) типа МРЛ можно рассматривать как один из видов вторичного сырья титана [14]. На 1 т лития в отработанных ЛХИТ содержится 1,3 т титана марки BT1-0. ОАО «ВНИИХТ» разработана технология переработки отработанных ЛХИТ, позволяющая извлечь и вернуть в производство литий в виде карбоната и марганец в виде диоксида, а также утилизировать другие ценные компоненты ЛХИТ, в том числе титан и никель. Эффективность утилизации титана может быть значительно увеличена в случае использования его для изготовления такого функционального материала, как сплава на основе никелида титана марки ТН1 с эффектом памяти формы.

Список литературы

1. Оценка металлофонда титана РФ / [Л. А. Костыгова, Н. Н. Ракова, Е. В. Тарасова и др.] // Титан-2011 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Львов, 25–28 апр. 2011 р. – К. : ИМФ НАНУ, 2011. – С. 405–408.
2. Костыгова Л. А. Методические аспекты процесса формирования добавленной стоимости при производстве продукции из титана с высокой степенью готовности на примере ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» / Л. А. Костыгова, А. А. Хотинский, Д. Ю. Санников // Титан-2011 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Львов, 25–28 апр. 2011 р. – К. : ИМФ НАНУ, 2011. – С. 409–416.
3. Ковальчук Д. В. Комплексный подход к созданию и эксплуатации титановых металлургических производств / Д. В. Ковальчук // Титан. – 2011. – № 4. – С. 28–32.
4. Колобов Г. А. Основные тенденции совершенствования магнетермического способа производства титана губчатого / Г. А. Колобов, К. А. Печерица, С. В. Прохоров // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 5–6. – С. 43–45.
5. Овчинников С. Е. Изучение возможностей аппарата с цикловым съемом 7 т в области качества получаемого губчатого титана / С. Е. Овчинников, В. Н. Нечаев, А. В. Патраков // Титан-2011 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Львов, 25–28 апр. 2011 р. – К. : ИМФ НАНУ, 2011. – С. 110–114.
6. Ивасишин О. М. Основные тенденции в развитии титановой промышленности и научных исследований в области титана в СНГ / О. М. Ивасишин, А. В. Александров // Титан-2011 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Львов, 25–28 апр. 2011 р. – К. : ИМФ НАНУ, 2011. – С. 7–18.
7. Пат. № 2425164 Российская Федерация, МПК С 22 С 14/00 (2006.01), С 22 В 9/20 (2006.01). Вторичный титановый сплав и способ его изготовления / Тетюхин В. В., Левин И. В., Пузаков И. Ю., Таренкова Н. Ю.; заявитель и патентообладатель ВСМПО-АВИСМА. – № 2010101764/02 ; заявл. 20.01.2010 ; опубл. 27.07.2011.
8. Особенности выплавки титановых сплавов в электронно-лучевой гарнисажной установке в зависимости от вида шихтовых материалов / [Н. И. Левицкий, В. И. Мирошниченко, Е. А. Матвиец, Т. В. Лапшук] // Металл и литье Украины. – 2010. – № 11. – С. 34–36.
9. Ясинский К. К. Создатель российского титана / К. К. Ясинский // Современные титановые сплавы и проблемы их развития : сборник. – М. : ВИАМ, 2010. – С. 3–8.
10. Отходы титановых сплавов как возможная сырьевая база порошковой металлургии титана / [Г. А. Колобов, Д. В. Прутцков, А. И. Щербина и др.] // Титан-2010 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Екатеринбург. – К. : ИМФ НАНУ, 2010. – С. 79–84.
11. Отходы титановых сплавов как возможная сырьевая база порошковой металлургии титана (Сообщение 2) / [Г. А. Колобов, Д. В. Прутцков, А. И. Щербина и др.] // Титан-2011 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Львов, 25–28 апр. 2011 р. – К. : ИМФ НАНУ, 2011. – С. 68–70.
12. Титан высокой чистоты. Перспективы применения и получения / [М. Л. Коцарь, В. В. Антипов, С. Г. Ахтонов и др.] // Титан. – 2009. – № 3. – С. 34–38.
13. Боровинская И. П. Применение титана в процессах СВС / И. П. Боровинская, В. К. Прокудина, В. И. Ратников // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2010. – № 4. – С. 26–33.
14. Отработанные литиевые химические источники тока – перспективный источник вторичных лития, титана, никеля, марганца и других ценных материалов / [М. Л. Коцарь, В. И. Никонов, В. П. Тарасов и др.] // Титан-2011 в СНГ : сб. тр. междунар. конф., г. Львов, 25–28 апр. 2011 р. – К. : ИМФ НАНУ, 2011. – С. 53–56.

Одержано 03.04.2013

© Канд. техн. наук Г. А. Колобов

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

Kolobov G. Recycling of waste titanium and titanium alloys

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2012»

В этом году конференция проходила под девизом «Будущее начинается со стали». На конференции, как и обычно, присутствовали представители металлургической промышленности, технических университетов и высших школ, отраслей-потребителей, экономисты, экологи, политики, представители прессы из различных стран мира. 8 ноября работали следующие секции:

- изменение энергетической политики: следствия для промышленности;
- будущее достигается развитием нержавеющей стали;
- техническое развитие оборудования и технологии формообразования с целью повышения эффективности и гарантии качества;

- эффективность ресурсов и анализ жизненного цикла материалов;
- обеспечение специалистами – требования отрасли и стратегии;
- сырье и энергия – основа эффективных металлургических процессов.

9 ноября состоялось пленарное заседание, на котором рассматривались, в основном, вопросы, связанные с состоянием и перспективами отрасли.

Состояние отрасли

Известно, что промышленность, в т. ч. металлургическая, успешно справилась с последствиями кризиса 2009 года. Однако, в связи с кризисом в еврозоне уже, начиная с последнего квартала 2011 года, в экономике этих стран начали наблюдаться негативные тенденции, которые предполагается преодолеть в следующем году. Производство стали в 27 странах Евросоюза в 2012 году понизится предположительно на 5,6 %, составив 144,5 млн. т вместо произведенных в 2011 году 153,1 млн. т. Особенно резкое падение производства ожидается в этом году в Испании и Италии – соответственно на 11,9 и 12,6 %. Наиболее устойчивой является ситуация в Германии, где падение производства составит лишь 4,7 %. Правда, в последнее время в печати появились сообщения о том, что концерн ThyssenKrupp терпит серьезные финансовые убытки. В связи с этим концерн планирует продажу своих убыточных предприятий в Северной Америке и в Мексике. В то же время концерн сообщает, что не планирует ни сокращения числа трудящихся, ни перевода их на сокращенное рабочее время. В будущем году ситуация в Евросоюзе несколько стабилизируется, но существенные различия в развитии разных стран ЕС устранены не будут. Заметно понизились темпы роста производства стали в странах СНГ. Вместо прироста в 13,8 %, который имел место в 2011 году, в этом году ожидается более чем скромный прирост – всего на 0,8 %.

Несмотря на то, что Китай остается безусловным лидером в металлургии, темпы роста производства и здесь заметно снижаются – с 6,2 % в 2011 году до предполагаемых 2,5 % в текущем. Это является следствием уменьшения экспорта, особенно в Европу, в результате нового глобального кризиса. В то же время Китай остается основным импортером стали в Латинскую Америку. Производство стали в Китае продолжает составлять лишь немногим менее половины мирового. Неблагоприятная мировая конъюнктура приводит и к снижению темпов роста в Индии – до 5,5 % в 2012 году и предположительно 5,0 % в 2013 году. Годовое производство стали в Индии достигнет при этом соответственно 73,6 и 77,3 млн. т. В текущем году Япония ожидает прирост производства стали на 23,2 % - до уровня 65,5 млн. т.

Однако, в связи со снижением экспорта и твердым курсом японской иены предполагается в 2013 году снижение уровня производства на 2,9 %. В США и Канаде в связи с ростом строительства и дальнейшим развитием автомобилестроения текущий год ознаменовался достаточно высоким приростом производства стали – на 7,5 %. В 2013 году и здесь, однако, ожидается существенное снижение темпов роста – до 3,6 %. В Центральной и Южной Америке, наоборот, в 2013 году ожидается более существенный рост производства по сравнению с предыдущими годами. Мировое производство стали продолжает неуклонно возрастать, правда, более медленными темпами, прежде всего, за счет снижения темпов развития отрасли в Китае.

В таблице 1 представлена динамика развития производства стали за последние три года.

Таблица 1 – Объем производства стали в различных регионах мира (данные 2012 и 2013 г. г. представлены согласно прогнозу)

Регионы	Объем производства, млн.т			Рост по сравнению с предыдущим годом, %		
	2011	2012	2013	2011	2012	2013
Евросоюз (27)	153,1	144,5	148,1	5,9	-5,6	2,4
Остальные европейские страны	33,2	34,4	36	12,7	3,8	4,5
США, Канада и Мексика	121,3	130,4	135,1	9	7,5	3,6
Страны СНГ	54,8	55,2	57,4	13,8	0,8	3,9
Центральная и Южная Америка	45,7	47,4	50,4	2,6	3,8	6,3
Африка	23,9	25,3	27,3	-3,4	5,8	7,7
Средний Восток	48,2	49,9	53,8	2,9	3,5	5,9
Азия и Океания	900,6	922,2	947,9	5,9	2,4	2,8
Всего в мире	1380,9	1409,4	1454,9	6,2	2,1	3,2
В т. ч.: Развитые страны	395,6	394,6	402,1	6,2	-0,3	1,9
Развивающиеся страны	985,2	1014,8	1052,8	6,3	3,0	3,7
В т. ч. Китай	623,9	639,5	659,2	6,2	2,5	3,1
Мировое производство без Китая	757	769,9	795,6	6,3	1,7	3,3

Как уже отмечалось, металлургическая промышленность Германии вместе с другими отраслями успешно вышла из кризиса и продолжает развиваться, несмотря на имеющиеся экономические трудности. Президент экономического объединения «Сталь» Ханс Юрген Керкхофф (Hans Jürgen Kerkhoff) и другие эксперты видят основную причину такого положения в правильной структуре немецкой экономики. Важнейшие отрасли тесно связаны друг с другом. А металлургия находится как раз в начале всей производственной цепочки, поставляя свою продукцию машиностроителям, энергетикам и автомобилистам. Немецкая металлургия создает только непосредственно 3,5 млн. рабочих мест, не считая занятости в сфере металлообработки и машиностроения. Важным фактором является территориальная близость всех взаимодействующих структур, прежде всего, производителей металла, его потребителей и исследовательских центров. Последние играют существенную роль в развитии отрасли, поскольку задача развития новых материалов и технологий остается постоянно на повестке дня.

На 2012 год прогнозируется производство 42,5 млн. т стали, что, правда, на 4 % меньше, чем в прошлом году. В металлургической отрасли Германии используется около 85 % производственных мощностей, что заметно выше среднего мирового показателя (78 %). Предполагается, что 2013 год будет годом следующего оживления конъюнктуры в связи с постепенным преодолением еврокризиса и повышением доверия к рынкам. По объему производства стали Германия занимает седьмое место в мире, но ей принадлежит 1/3 патентов в отрасли. Применение стальных конструкций для ветряных электростанций, облегченных стальных конструкций для автомобилей ведет, кроме всего прочего, к оздоровлению экологической ситуации и позволяет избежать выделения в атмосферу вшестеро большего количества углекислоты, чем выделяется при их производстве.

Как и в предыдущие годы, много говорилось о факторах, тормозящих развитие отрасли. Сюда относятся, прежде всего, резко повышающиеся энергетические затраты. И это, несмотря на то, что металлургические предприятия, как особо энергоемкие, освобождены от доплат на финансирование возобновляемых источников энергии. В ближайшие годы, однако, проблема заметно обострится в связи со строительством новых электросетей и повышением энергетического налога. В совокупности с проблемой покупки сертификатов на выделения CO₂ это приведет к существенному удорожанию немецкой металлургической продукции и может сделать ее неконкурентоспособной на мировом рынке.

Но металлурги не только ведут баталии за выживание на политическом поприще. Они разрабатывают и внедряют новые проекты, связанные с энергосбережением. В этом плане показателен опыт концерна ArcelorMittal в Германии. В последние годы основные инвестиции концерна связаны с мероприятиями по повышению энергетической эффективности при одновременном улучшении экологической обстановки. В этом отношении концерн проявляет себя как надежный партнер правительственных организаций. Основные направления работ, как и раньше, связаны с использованием вторичных ресурсов – отходящих газов (коксового и конвертерного) и пыли. Причем эти ресурсы могут быть непосредственно использованы как топливо, например, в прокатном производстве, или в небольших электростанциях, обеспечивающих энергией приводы установок.

На предприятии ArcelorMittal в Гамбурге был установлен на электродуговой печи новый тип трансформатора, который позволяет регулировать расход электроэнергии во времени в зависимости от потребностей производственного процесса. Это привело не только к более эффективному использованию электроэнергии, но и, косвенным образом, к снижению эмиссии CO₂ на 15000 т/год. На предприятии в Дуйсбурге работы по энергосбережению велись в двух направлениях. Первое направление – это широкое внедрение термомеханической обработки в прокатном производстве, второе – использование новых эффективных технологий сжигания топлива, минимизирующих при этом выделения окислов азота. Экономия энергии за счет внедрения таких технологий составила, например, только на одной новой печи с шагающими балками от 101 до 140 кВтч/т. На предприятии в Бремене основные инвестиции касались утилизации конвертерного газа и вторичной пыли. Стоимость только последнего проекта составила 16,1 млн. евро. На предприятии ArcelorMittal Eisenhüttenstadt инвестируется около 80 проектов, связанных с энергосбережением и касающихся всех стадий производственного цикла. Только за счет внедрения специальных особо эффективных электростатических фильтров уже к концу этого года пылевыведение будет снижено на 50 %. Снижение пылевыведения еще на 20 % предполагается к 2017 году. Планируемая годовая экономия энергии составит 1,4 млн. Гдж. Это соответствует полному энергоснабжению (электроэнергия, отопление, приготовление горячей воды) 13500 небольших квартир.

Финансовый кризис и рост государственных долгов европейских государств неожиданно принесли одну утешительную новость для металлургов. За прошедшие несколько месяцев цена на железную руду существенно понизилась. Напомним, что начало XXI века ознаменовалось гигантским ростом цен на руду. Если в 2000 году тонна железной руды стоила около 20 долларов США, то к 2011 году цена эта выросла в 10 раз – до 200 долларов. Такое положение не в последнюю очередь связано с особенно заметным повышением концентрации производства в этой отрасли. Три концерна – Vale, Rio Tinto и BHP Billiton – производят и продают около 2/3 мирового производства руды. Тем не менее, в 2012 году цена на железную руду упала до 100 долларов за тонну. Металлурги не ожидают, правда, что это падение будет долговременным, и готовятся к следующему взлету цен. Кроме того, металлургов продолжает беспокоить то, что все три гиганта отказались от практики заключения договоров на поставку с фиксированной на год ценой.

Неудивительно поэтому, что металлурги начинают задействовать новые, нестандартные решения. Так, лидер отрасли концерн ArcelorMittal уже в течение нескольких лет приобретает железные рудники и угольные шахты, чтобы быть менее зависимым от поставщиков сырья. Такая тактика может защитить металлургический гигант от дальнейших последствий концентрации и монополизации сырьевой отрасли. А здесь есть над чем задуматься. Недавно объявлено о сделке крупнейшего предприятия по поставкам и торговле железорудными материалами Glencore с швейцарско-британским горнодобывающим концерном Xstra. В результате возникает торгово-промышленный гигант с товарооборотом более 200 млрд. долларов в год, который займет, по-видимому, четвертое место в ранге гигантов отрасли.

Едва ли какая-либо другая область промышленности является столь зависимой от конъюнктуры рынка как металлургия. Поэтому весьма интересны перспективные прогнозы, которые были составлены специализированной фирмой KPMG с учетом развития ситуации к 2020 году. Основными направлениями развития отрасли представляются совершенствование материалов и технологий в направлении повышения качества продукции, снижение ее стоимости и улучшение экологических факторов производства. Предполагается создание новых марок стали, новых методов поверхностной обработки (покрытий), новых технологий формообразования и соединения изделий. Еще более важное значение должно приобрести использование стального лома. За последние два десятилетия его доля повысилась до 54 %. Что же касается некоторых специальных марок стали, например, нержавеющей, то здесь уже сейчас доля возврата составляет около 95 %. Поэтому при анализе исходили из того, что к 2020 году, по крайней мере, в Германии, спрос на стальной лом и его предложение окажутся сбалансированными.

Эксперты считают, что к 2020 году должно существенно возрасти значение небольших местных предприятий по производству стали, приближенных к потребителю. Основанием для этого являются резко растущие цены на энергоносители и повышение пошлинных сборов, что сделает дальнюю транспортировку крайне невыгодной. Поэтому предполагается, что доля стали, производимой на местных, менее крупных предприятиях возрастет. Если говорить о перспективных марках стали, то анализ предполагает особое развитие высокопрочных сталей для автомобилестроения. Если в 2000 году доля высокопрочных сталей в автостроении составляла только 13 %, то в 2010 году уже 31 %. Предполагается, что к 2020 году эта доля превысит 35 %.

При производстве новейших моделей автомобилей доля высокопрочных сталей уже сейчас существенно выше. Так, на предприятии Volkswagen при производстве шестой модели Golf доля высокопрочных сталей составляет 66 %, а при производстве новой седьмой модели достигает уже 80 %, из которых 28 % приходится на ультравысокопрочные стали. Из новых высокопрочных автомобильных сталей особо отмечается разработанная и производимая концерном ArcelorMittal сталь Usibor® 1500P. Эта сталь нашла широкое применение на предприятии Volkswagen при производстве облегченных моделей. Из нее изготавливают передний бампер, несущие конструкции А- и В-колонн, несущие конструкции пола. Сталь легирована марганцем и бором. Изделия изготавливают горячей штамповкой при температуре около 900 °С с последующим быстрым охлаждением, что позволяет достигать эффект термомеханической обработки. Предел текучести в готовом изделии не ниже 1100 МПа, предел прочности не ниже 1500 МПа. Перед горячей штамповкой на лист наносят защитное алюминиево-кремниевое покрытие, которое проявляет достаточную пластичность при штамповке. Концерн ThyssenKrupp совместно с предприятием Litecor создал новый слоистый («сэндвичный») материал, состоящий из стали и пластмассы, что позволяет достигать достаточно высокой прочности за счет стали и существенного снижения веса за счет пластмассы.

100 лет нержавеющей стали

Этому вопросу было посвящено специальное заседание секции, на котором был заслушан ряд докладов и продемонстрирован кинофильм о столетней истории этого вида металлургической продукции, перспективы которого и сегодня далеко не исчерпаны. В первом докладе проф. д-р Томас Ладвайн (Thomas L. Ladwein) из высшей технической школы в Аалене (Aaalen) рассказал о тенденциях развития и основных структурных классах нержавеющей сталей.

Аустенитные хромоникелевые стали составляют и сейчас более половины от общего производства нержавеющей сталей – около 55 %. В качестве примера современной аустенитной нержавеющей стали была приведена сталь 1.4404, выпускаемая предприятием ThyssenKrupp Nirosta, которая по классификации ЕС обозначается как X2CrNiMo17-12-2. Сталь содержит менее 0,03 % углерода, до 1 % кремния, до 1 % марганца, 16,5–18,5 % хрома, 2,0–2,5 % молибдена, 10–14 % никеля. Выпускается в виде холоднокатаных или горячекатаных полос толщиной соответственно до 6 и 12 мм. Термическая обработка состоит в нагреве до 1030–1110 °С с последующим охлаждением в воде или на воздухе. Предел текучести в холоднокатаном или горячекатаном состоянии составляет соответственно не менее 240 или 220 МПа, предел прочности 530–680 МПа, относительное удлинение не ниже 40 %. Хорошо поддается обработке в холодном состоянии (гибке, глубокой вытяжке, развальцовке).

По сравнению с нелегированной сталью для холодного формоизменения требуются более высокие усилия. Посредством ограничения содержания определенных элементов в пределах марочного состава, а также добавления дополнительных элементов могут быть достигнуты дополнительные свойства. Хорошо сваривается. После холодной деформации со степенью не более 15 % и сварки необходимость термической обработки отсутствует. После дефор-

мации с более высокой степенью термическая обработка необходима. Обработка резанием затруднена из-за высокой вязкости, высокой упрочняемости и низкой теплопроводности и должна производиться инструментом из качественной быстрорежущей стали с обильным охлаждением. Полировке поддается хорошо. Применяется в химической и фармацевтической промышленности, производстве искусственных волокон, углехимии и обработке текстиля. В последние годы появилась еще одна интересная область применения, а именно, строительство и архитектура. Именно эта сталь была выбрана для сооружения One World Trade Center в Манхэттене в Нью Йорке, о чем будет рассказано ниже.

Однако, несмотря на прекрасные потребительские и технологические свойства, доля аустенитных нержавеющей сталей в производстве и потреблении снижается. Причиной этому – высокая стоимость никеля. Во многих странах мира, прежде всего, в странах Азии по этой причине разрабатываются и внедряются аустенитные стали с частичной заменой никеля марганцем. Подобные стали успешно разрабатывались и внедрялись также в СССР и постсоветских странах. Содержание хрома в таких сталях также понижают. Результатом является несколько пониженная коррозионная стойкость. В настоящее время доля таких сталей в общем объеме мирового производства нержавеющей сталей составляет около 10 % и имеет тенденцию к росту. Такие стали находят применение в тех случаях, когда требования по коррозионной стойкости могут быть несколько понижены.

В качестве альтернативы аустенитным нержавеющей сталям возможно использование безникелевых ферритных сталей. Высокое содержание хрома позволяет достигать достаточно хорошей коррозионной стойкости, но ферритные стали значительно уступают аустенитным по склонности к формообразованию. Механические свойства их практически близки к свойствам углеродистых нелегированных сталей. Доля ферритных сталей на мировом рынке составляет около 30 % и имеет тенденцию к росту. Основные области применения: изделия домашнего обихода, барабаны стиральных машин, бойлеры, выхлопные устройства автомобилей. Основные преимущества ферритных сталей по сравнению с аустенитными состоят в более низкой стоимости, высокой теплопроводности, хорошей обрабатываемости резанием, более высоких значениях предела текучести. Недостатками являются более низкая коррозионная стойкость и более высокая хрупкость.

По своему химическому составу ферритные стали разделяют на пять групп. К первой группе относят стали с содержанием хрома 10–14 % (например, 1.4512; 1.4003; 1.4028). Во второй группе содержание хрома составляет 14–18 % (например, 1.4015). Стали третьей группы при таком же содержании хрома дополнительно легируют стабилизирующими элементами типа титана или ниобия (например, 1.4520; 1.4510; 1.4509). В четвертой группе используется дополнительное легирование молибденом в количестве до 0,5 % (например, 1.4113; 1.1.4526; 1.4521). В пятой группе содержание хрома составляет 18–30 %. Содержание углерода обычно не превышает 0,10–0,12 %, чаще не более 0,05 %. Предел текучести не превышает 320 МПа, чаще на уровне 200–250. Минимальные значения предела прочности обычно составляют около 400 МПа, максимальные иногда достигают 600 МПа. Минимальные значения относительного удлинения изменяются в пределах 20–25 %.

Следующим важным классом нержавеющей сталей являются мартенситные стали. Из последних разработок в этом направлении следует отметить сталь 1.4542, которая по общим нормам ЕС обозначается также как X5CrNiCuNb16-4. Сталь содержит не более 0,07 % углерода, не более 1 % кремния, не более 1 % марганца, не более 0,030 % фосфора, не более 0,015 % серы, от 14 до 15,5 % хрома, от 2,5 до 4,5 % меди, до 0,50 % молибдена, от 3,5 до 5,5 % никеля с добавками ниобия или тантала из расчета 5 %С, но не более 0,45 %. Сталь находит широкое применение в авиационной и космической технике, приборостроении, химической, нефтеперерабатывающей и деревообрабатывающей промышленности, судостроении. Поставляется в виде катанки, серебрянки и прутков. При производстве изделий для авиационной и космической техники уделяется большое внимание чистоте металла, для чего некоторые предприятия (например, DEW Stahlwerk Siegen) разрабатывают специальные плавильные процессы, включающие поэтапное вакуумирование и электрошлаковый переплав. Наибольший диаметр серийно поставляемых заготовок составляет 250 мм. По договоренности возможна поставка изделий большего диаметра.

Сталь проявляет коррозионную стойкость, сопоставимую с таковой у классической стали типа 18-8, но лучше сопротивляется коррозионному растрескиванию под напряжением. В стоячей морской воде возможна щелевая коррозия и выкрашивание, в связи с чем для таких условий желательна дополнительная защита. Ковка производится в температурном интервале 1180–950°C с последующим охлаждением на воздухе. Сталь может поставляться в отожженном или закаленном состоянии. Закалка изделий производится после нагрева до 1020–1050°C с последующим охлаждением в воде, масле или на воздухе в зависимости от сечения заготовки. Сталь может обеспечивать значения предела прочности выше 1100 МПа при удовлетворительной вязкости (работа разрушения при температуре -20°C составляет не менее 40 Дж). Сталь хорошо полируется, что очень важно при изготовлении точных изделий, но плохо поддается обработке резанием.

С целью устранения последнего недостатка предприятие UGIMA разработало свой вариант стали 1.4542, который выпускается под маркой UGIMA®4542. Химический состав практически не отличается от стандартного варианта. Существенное отличие состоит в том, что предприятие отказывается от глобального ограничения содержания серы и предлагает поддерживать содержание серы в пределах 0,015–0,025 %. По мнению исследователей, при таком содер-

жании сера не может оказывать отрицательное влияние ни на коррозионную стойкость, ни на механические свойства, а небольшое количество сульфидов в структуре способствует улучшению обрабатываемости. За счет определенного Know How предприятие так организует заключительную стадию процесса выплавки, что в структуре вместо твердых оксидов образуются мягкие легкоплавкие, наличие которых дополнительно улучшает обрабатываемость. По данным предприятия улучшение обрабатываемости происходит не менее чем на 20 %. За счет варьирования температуры отпуска при термическом улучшении создается возможность получать различные сочетания механических свойств, в том числе умеренную прочность при повышенной пластичности и вязкости. Если требуется высокая прочность, то рекомендуется изделия после закалки подвергать релаксационному отжигу (или низкому отпуску) при 250–300 °С, который практически не оказывает влияния на механические свойства.

В настоящее время представляются особенно перспективными двухфазные (дуплексные) феррито - аустенитные стали. Их доля в мировом производстве пока не превышает 5 %. Их главные области применения: бумажно-целлюлозная промышленность, нефтяная и газовая промышленность, установки для опреснения морской воды, теплообменники, емкости для химических материалов и продовольствия, трубопроводы нефти и газа, строительная техника, например, мостостроение. Эти стали были открыты еще в 1933 году и сразу же начали находить применение благодаря более высоким механическим свойствам по сравнению с классическими хромоникелевыми аустенитными. Они хорошо противостоят, например, механическим нагрузкам от волн, штормов и внешних давлений на морских глубинах до 3000 м, так же как и химическому воздействию нефти и газа с внутренней стороны трубы, а морской воды – с наружной. Более высокая по сравнению с аустенитными прочность таких сталей делает возможным применение труб с меньшей толщиной стенки.

В начале 80-х годов начались разработки нового класса двухфазных нержавеющей сталей, получивших название Lean-Duplex. Эти стали благодаря пониженному содержанию никеля, высокой коррозионной стойкости и исключительно высоким механическим свойствам должны стать успешной альтернативой как классическим хромоникелевым аустенитным, так и обычным двухфазным сталям. Дополнительными достоинствами этих сталей являются хорошая способность к формоизменению и хорошие физические свойства. Их с полным правом можно назвать материалами XXI века. В настоящее время дочернее предприятие NIROSTA концерна ThyssenKrupp производит несколько марок таких сталей. Сталь NIROSTA®4462 содержит углерода не более 0,030 %, кремния до 1,0 %, марганца до 2 %, фосфора не более 0,030 %, серы не более 0,020 %, хрома 21–23 %, молибдена 2,5–3,5 %, никеля 4,5–6,5 %, азота 0,10–0,22 %. Механические свойства горячекатаного листа: предел текучести не ниже 460 МПа, предел прочности 700–950 МПа, относительное удлинение не ниже 25 %. Еще более экономичным вариантом является нашедшая уже сейчас широкое применение сталь NIROSTA®4362. Сталь отличается от предыдущей более низким (0,10–0,60 %) содержанием молибдена и никеля (3,5–5,5 %), а также добавкой 0,10–0,60 % меди. Выпускается в виде холоднокатаных листов со следующим уровнем механических свойств: предел текучести не ниже 450 МПа, предел прочности 650–700 МПа, относительное удлинение не ниже 25 %.

Процессы прокатки и последующей обработки этих сталей должны обеспечить слоистую структуру, состоящую из последовательно расположенных слоев зерен феррита и аустенита при процентном соотношении фаз около 50:50 (рис. 1). Если это соотношение в результате того или иного процесса обработки (например, сварки) нарушается, оно может быть восстановлено отжигом при температуре 1040–1100 °С. Обе стали хорошо свариваются (рис. 2). Сталь NIROSTA®4362 находит довольно широкое применение в химической промышленности и теплотехнических устройствах. Например, в сравнении с теплообменниками из нержавеющей аустенитных труб листовые теплообменники из этой стали позволяют существенно снизить вес конструкции и ее стоимость. На рис. 3 показан танкер для перевозки химических продуктов из стали NIROSTA®4362.

Об истории развития производства и областях применения нержавеющей сталей рассказал д-р, инж. Иохен Краучик (Jochen Krautschik), директор отдела материалов и производственных процессов предприятия ThyssenKrupp Nirosta. В начале XX века исследователи во всем мире работали над созданием новых нержавеющей и, прежде всего, кислотостойких сталей. Соревнование удалось выиграть исследователям немецкого концерна Krupp Штраусу и Мауэру (Strauss und Mauer), которые не только нашли удачную комбинацию содержаний хрома и никеля при пониженном содержании углерода, но и разработали процессы производства и термической обработки такой стали с целью повышения ее коррозионной стойкости. В 1912 г. это изобретение было запатентовано. Соответствующий патент вошел в историю под названием Pasel Patent.

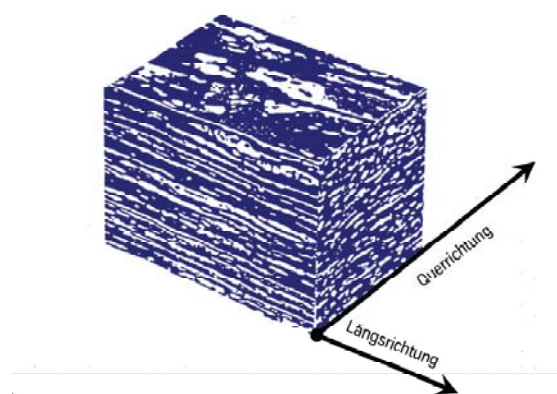


Рис. 1. Трехмерная модель структуры двухфазной нержавеющей стали (темным цветом показан феррит, стрелками показаны направления вдоль и поперек прокатки)



Рис. 2. Сварной шов изделия из двухфазной стали

Важным преимуществом новой стали являлись также хорошая способность к формообразованию и свариваемость, без которых невозможно было бы столь победное шествие этого материала во всем мире. Сегодня разработанная Бенно Штраусом аустенитная сталь, названная им V2A, известна в Германии как материал 1.4301, а во всем мире как сталь 18-8. В 1919 году

предприятие Krupp Edelstahl запатентовало эту же сталь как материал для медицинской промышленности. Путем повышения содержания никеля с 8 до 10 % и добавки молибдена Штраус создал новую сталь V4A, которая была запатентована в 1928 году. Сейчас разновидности этой стали с маркировкой в Германии 1.4401, 1.4404, 1.4547 находят применение при более высоких коррозионных воздействиях и при более высоких температурах по сравнению с исходной сталью типа 18-8.

Быстрое продвижение на рынке нержавеющей сталей в 20-х годах прошлого столетия поставило остро задачу разработки промышленных производственных процессов. Первые промышленные плавки производились в тиглях. Только изобретение индукционной плавки упростило процесс и создало реальные предпосылки для массового промышленного производства. В начале 60-х годов плавильная техника перешла на двухстадийные процессы с заключительной стадией в вакууме или в аргоне. Новая техника производства снизила производственные расходы и расширила спектр потребительских свойств. В 80-х годах в связи с широким внедрением непрерывной разливки создавалась возможность получать литые заготовки, максимально близкие к размеру готовых изделий, что было очередным сдвигом как в экономическом смысле, так и в смысле повышения качества продукции.

Гигантский успех нержавеющей сталей может быть впечатляюще представлен в цифрах роста объемов их производства. Если в 1914 году было произведено всего 18 т нержавеющей стали, то уже в следующем году производство выросло втрое и составило 56 т. В 1950 году объем производства составил 1 млн. т, а уже в 1987 году 8,2 млн. т. Начало нового столетия ознаменовалось дальнейшим существенным ростом производства и потребления. В 2005 г. было произведено в мире 24,7 млн. т нержавеющей стали, а в 2011 – 33,8 млн. т. И это не удивительно, поскольку сегодня трудно представить себе такую сферу жизни и деятельности людей, где можно было бы обойтись без этого материала – идет ли речь о химической или пищевой промышленности, судостроении и авиостроении, авиации или космической технике, архитектуре, строительстве, медицине или повседневной жизни. О значении материала свидетельствует тот факт, что в настоящее время поисковая машина Google представляет в распоряжение пользователя более 320000 сообщений по данной теме.

Успеху нержавеющей сталей способствовало всемерное расширение областей их применения. В медицине их начали применять не только для медицинских аппаратов и инструментов, но и для отделки хирургических помещений. Важными оказались не только безопасность и нетоксичность инструмента, но и способность противостоять действию высоких температур и коррозионным средам при стерилизации и дезинфекции. В 1926 году был создан первый имплантат из нержавеющей стали. И сегодня искусственные коленные суставы из нержавеющей стали соответствуют требованиям медицинской науки. Параллельно развивалось использование нержавеющей сталей для пищевой промышленности. Одним из важных требований при изготовлении деталей продовольственных машин, так же, как и при изготовлении хирургического инструмента, является хорошая полируемость поверхности, легко достигаемая у мартенситных сталей. При этом важно, чтобы гладкое состояние поверхности сохранялось после длительной эксплуатации в условиях коррозионного, механического и термического воздействий. Такое требование связано с тем, что гладкие поверхности препятствуют оседанию и размножению микроорганизмов – бактерий и грибов.

Почти 80 лет назад нержавеющая сталь была впервые применена при строительстве морских круизных лайнеров. В 1936 году из Саутгемптона стартовал лайнер Queen Mary с 2300 пассажиров на борту. В конструкции и оснащении лайнера (кухонное оборудование, плавательные бассейны, внутренняя облицовка и некоторые детали турбин) были широко использованы нержавеющие стали. В условиях агрессивного морского климата применение коррозионно-стойкого и в то же время высоко декоративного материала полностью оправдалось. И сейчас нержавеющая сталь широко используется при строительстве крупных судов, яхт, паромов для фурнитуры, перил, мебели, водопроводных систем для питьевой воды и стока, насосов и арматуры.

Легендарному американскому конструктору Эдварду Будду (Edward G. Budd) принадлежит идея использования нержавеющей стали в авиостроении. После того как им были разработаны диски из нержавеющей стали, он создал



Рис. 3. Танкер для перевозки продукции химической промышленности, построенный с широким применением двухфазной стали

в 1931 году первый самолет «ВВ-1 Пионер» с самым широким использованием этого материала. В 1943 году эту традицию продолжит транспортный самолет RB1-Conestoga, в котором широко применена точечная сварка листов из нержавеющей стали. Элерон, руль и части реактивного двигателя сверхзвукового лайнера Concorde, который стартовал в 1969 году, были также изготовлены из нержавеющей стали. В том же году нержавеющая сталь появилась на Луне вместе с космическим кораблем «Аполлон 11» и первым высадившимся на Луне человеком Нилом Армстронгом. И сегодня нержавеющая сталь широко используется в различных областях космической техники. При этом немаловажную роль играют иногда, кроме всего, ее оптические свойства. На первом в мире туристском космодроме Spaceport America в Нью Мексико производит большое впечатление мощная футуристическая конструкция крыши из цветной нержавеющей стали. Предположительно в 2014 году отсюда отправятся в космос первые космические туристы.

О широком применении нержавеющей стали в строительстве и архитектуре рассказал д-р инж. Гельмут Гахуль (Helmut Nachul) из высшей технической школы в Дортмунде. Почти сразу после своего открытия новый материал вдохновлял архитекторов на создание уникальных сооружений. Начало было положено строительством в Нью Йорке небоскреба Chrysler Building в 1929 году. Следующим важным этапом было строительство в пятидесятых годах Атомиума в Брюсселе. В 1976 году сильно подвергшийся коррозии скелет статуи Свободы в Нью-Йорке был заменен скелетом из нержавеющей стали. В период 2004–2010 г. г. в Дубае с широким применением нержавеющей стали был построен самый высокий небоскреб в мире Burj Khaifa. Новейшим проектом в этом отношении является проект нового One World Trade Center в Манхэттене в Нью-Йорке на месте башен-близнецов, разрушенных во время теракта 2001 года. Здание задумано как самый высокий небоскреб в США, а, следовательно, как один из знаковых объектов государства. В будущем году здание должно быть готово и достигнуть высоты 541 м, что соответствует 1776 футам и тем самым символически должно напоминать о годе объявления Соединенными Штатами независимости. Снаружи небоскреб будет ограничен фасадом из нержавеющей стали, произведенной в Германии. В строительстве объекта активно участвуют немецкие фирмы. Сталь выплавлялась на предприятии ThyssenKrupp Nirosa в Крефельде (Krefeld). Дальнейшая переработка в листы производилась на предприятии в Дилленбурге (Dillenburg) при использовании специальных процессов прокатки и термической обработки. Для особой привлекательности внешнего вида использовались специальные поверхностные покрытия. Фасадные элементы для внешней окантовки One World Trade Center были произведены из этих листов другим предприятием-партнером Christian Pohl GmbH в Кельне. Еще одна партнерская фирма ThyssenKrupp Elevator занимается изготовлением оборудования для всех 71 лифтов и 9 эскалаторов. На рис. 4 представлена одна из последних фотографий, иллюстрирующих подвоз стальных строительных конструкций на барже для строительства One World Trade Center.



Рис. 4. Подвоз металлических конструкций из аустенитной нержавеющей стали для строительства One World Trade Center в Нью-Йорке

О применении нержавеющей сталей в быту и производстве продуктов питания рассказал инж. Рихард Клеменс (Richard Clemens), хозяйственный руководитель предприятия по производству продовольственных и упаковочных машин во Франкфурте на Майне. Уже с 20-х годов прошлого столетия нержавеющие стали прочно вошли в домашний обиход. В 1921 году появились первые столовые приборы из нержавеющей стали, примерно на 30 лет позже другие мелкие кухонные принадлежности – миски, перечницы, солонки, хлебoreзки и т.д. В 1956 году появились бритвенные лезвия из нержавеющей стали, а два года спустя начался по всему миру победный марш стиральных машин с барабанами из нержавейки. В это же время появились и нержавеющие кухонные мойки. Дополнительно к этому нержавеющая сталь сейчас используется в быту для отопительной арматуры и прочих предметов обихода. С 1985 года ферритные нержавеющие стали используют в Японии для водопроводов питьевой воды. И в других

странах мира системы из ферритных и аустенитных нержавеющей сталей успешно соревнуются с трубами, переходниками, фиттингами из оцинкованной стали, меди или пластмассы. Это позволяет избежать появления корродированных участков, которые могут служить подложкой для размножения бактерий, растворения тяжелых металлов и металлоидов в питьевой воде и способствует полному сохранению вкуса воды. Хлор, содержащийся в питьевой воде в определенных количествах, может вызывать точечную коррозию. Установлено, что склонность к такой коррозии у сталей без молибдена выше, чем у молибденсодержащих. Это предопределяет предпочтительное использование для водопроводов питьевой воды молибденсодержащих сталей. Особенно важно применение нержавеющей стали в установках для опреснения морской воды.

Идет ли речь о транспортировке или переработке молока, производстве шоколада, переработке фруктов и овощей, виноделии и пивоварении (танкеры для вина, пивные котлы и бочки), переработке сухих продуктов (злаковые, мука, сахар) с использованием миксеров или тестомешалок, оборудовании для хранения и переработки мяса и рыбы, производстве оборудования для больших кухонь (рестораны, больницы, школы, детские сады) – нигде не обходится без нержавеющей стали. На рис. 5 показано оборудование сахарного завода из ферритной нержавеющей стали. Широкое применение нержавеющей сталей в пищевой промышленности является отражением признания того факта, что они прекрасно сопротивляются воздействию коррозионных сред, имеющих место в отрасли. Они позволяют легко производить очистку и тем самым соответствуют гигиеническим требованиям отрасли. За счет хорошей полируемости и сохранении высокого качества поверхности без шероховатостей и углублений достигается более легкая дезинфекция, поскольку бактерии хуже удерживаются на гладкой поверхности. Это позволяет использовать меньше дезинфицирующих средств при очистке, что, кроме всего прочего, положительно влияет на экологию. Способность к очистке у нержавеющей сталей сопоставима с таковой у стекла и значительно выше, чем у меди, алюминия, пластмассы, а также у эмалированной посуды.

Образование механически прочной и химически стойкой окисной пленки препятствует миграции ионов хрома и никеля в пищевые продукты. Эта миграция со временем быстро затухает. Установлено, что в результате переноса хрома и никеля с поверхности посуды, в пищевые продукты попадает количество этих элементов несопоставимо меньшее, чем потребление этих элементов человеком с продуктами питания. Учитывая особую важность качества материала изделия для здоровья людей, во многих странах специально нормируют содержание тех или иных элементов в нержавеющей сталях для пищевой промышленности. Так, во Франции минимальное содержание хрома в таких сталях должно составлять 13 %. Сталь может содержать марганец. Для некоторых элементов установлены предельные верхние нормы (4 % для молибдена, 1 % для тантала, ниобия, церия). По последним американским нормам минимальное содержание хрома должно составлять 16 %. Для изделий с острыми кромками (ножи) допустимая концентрация может быть ниже.

В докладе Юргена Коркхауза (Jürgen Korkhaus), вице-президента компании Werkstofftechnik, BASF SE, Ludwigshafen, рассматривался вопрос о том, какие нержавеющей стали нужны для химической промышленности. Докладчик прежде всего отметил, что именно химическая промышленность была и остается главной движущей силой развития нержавеющей сталей. Благодаря появлению этих сталей стал возможен в 1913 году синтез аммиака. Выбор конкретных марок стали зависит от условий производства и, прежде всего, от характера коррозионной среды, температуры и давления. Против коррозионного растрескивания под напряжением достаточно устойчивы аустенитные стали Aldur 4404, 4571 и 4435, а также дуплексная сталь Aldur 4462. О стали 4404 мы уже сообщали выше. Напомним, что она содержит углерода менее 0,03 %, 10–12 % никеля, 16,5–17,5 % хрома, 2,0–2,5 % молибдена. Вторая отличается более высоким содержанием углерода (до 0,08 %) и дополнительно легирована титаном. Сталь 4435 близка по составу к первой. О дуплексной стали 4462 подробно рассказывалось выше.

Ферритная сталь с молибденом Aldur 4521 устойчива в холодной воде с повышенным содержанием хлора. Против точечной коррозии устойчивы аустенитные стали с молибденом Aldur 4404 и 4539. Первая содержит углерода менее 0,03 %, никеля 10–12 %, хрома 16,5–17,5 % и 2–2,5 % молибдена. Вторая отличается существенно более высоким содержанием никеля (24–26 %), более высоким содержанием молибдена (4–5 %) и добавкой меди в количестве 1,2–2,0 %. Естественно, что эта сталь может работать в условиях весьма агрессивных коррозионных сред и повышенных температур. Избирательная (селективная) коррозия имеет место в производстве мочевины и переработке азотной

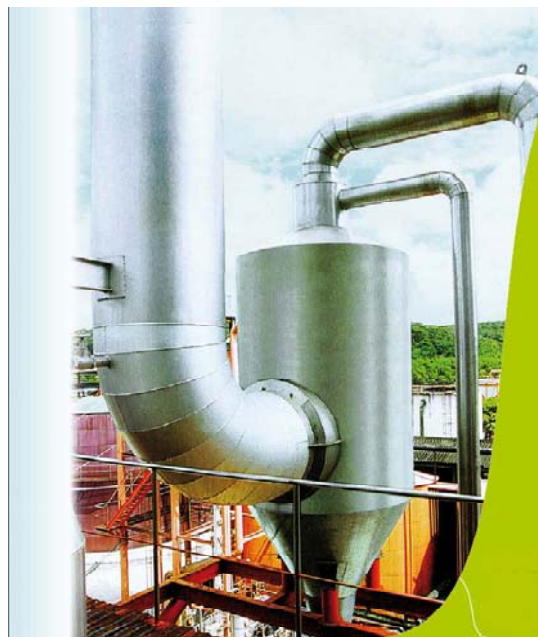


Рис. 5. Оборудование сахарного завода из ферритной нержавеющей стали

кислоты. В первом случае используют сталь Aldur 4429, во втором – Aldur 4306. Обе стали аустенитные и содержат менее 0,03 % углерода. В первой содержание хрома составляет 16,5–18,5 %, никеля 11–14 %, молибдена 2,5–3,0 % и азота 0,12–0,22 %. Во второй стали содержание хрома немного выше, а никеля ниже, дополнительное легирование азотом не проводится.

Для работы в условиях газовой-кислотной коррозии, например, в среде природного газа, содержащего CO₂, CO и H₂S, или при повышенном содержании хлора и повышенной влажности среды, рекомендуется двухфазная (дуплексная) сталь Aldur 4462 (см. выше). Особое место занимает производство хлора. Необходимо учитывать возможную концентрацию хлор-ионов и температуру. При особо сложных условиях эксплуатации приходится создавать специальные стали, состав и свойства которых согласуются между поставщиком и потребителем.

Развитие технологии и оборудования для формообразования

Д-р Томас Кифер (Dr. Thomas Kiefer), руководитель отдела техобслуживания и технологии прокатки фирмы AG der Dillinger Hüttenwerke в своем докладе рассказал об усовершенствованиях технологии и оборудования для производства толстых листов, направленных на повышение качества и эффективности продукции завода в Диллингене. В ноябре 2011 г. подписан договор с фирмой SMS Siemag стоимостью 300 млн. евро на поставку двухручьевого УНРС, которая будет отливать высококачественные заготовки размером от (200×1000) мм до (450×2200) мм для производства толстых листов и плит. Пуск УНРС намечен на весну 2014 г. Это самый большой заказ в истории непрерывного литья. В объем поставок входят разливочная площадка, кристаллизаторы с гидравлической вибрацией, направляющие для разлитых штанг, регулируемое вторичное охлаждение, регулируемая установка сегментов кристаллизатора, а также шлеппер для горячих и холодных заготовок.

Предусмотрена полная автоматизация процесса разливки, включая управление уровнем металла в кристаллизаторе, гидравлической вибрацией и гидравлической установкой сегментов кристаллизатора с регулированием распределения нагрузки на сегменты таким образом, чтобы обеспечить равномерное распределение свойств металла по сечению заготовки. Для манипулирования с большими литыми заготовками толщиной до 500 мм, длиной до 12500 мм и массой до 90 т на адьюстаже УНРС предусмотрена установка для их кантовки с помощью рычагов с приводом от 4-х гидроцилиндров (рис. 6). Автоматика обеспечивает плавную кантовку в течение 90 с, исключая удары и падение тяжелых заготовок. Установка спроектирована и смонтирована фирмой Koch H&K Industrieanlagen GmbH. Срок пуска манипулятора – конец 2012 г.

Др. Марк Блюменау (Dr. Marc Blumenau), руководитель отдела непрерывных линий отжига фирмы TissenKrupp Steel Europa AG представил результаты модернизации линии отжига на заводе в Дортмунде с целью уменьшения вдвое выбросов серной кислоты и экономии энергоресурсов (рис. 7). Линия предназначена для обработки особо прочных и особо тонких холоднокатаных полос из высокопрочных многофазных сталей для дальнейшего горячего цинкования и использования в автомобильной промышленности. Авточасти из таких полос снижают массу автомобиля и, как следствие, выбросы CO₂ в атмосферу. Технология отжига предусматривает нагрев горячекатаной полосы до 835 °C в восьми нагревательных зонах, в каждой из которых имеется от 40 до 80 газовых горелок и транспортировку ее со скоростью 300 м/мин. через 300-метровую линию отжига, производительностью 60 тыс. т. в месяц.

Проект стоимостью 30 млн. евро предусматривает замену существующих горелок на новые, в которых воздушно-газовая смесь сгорает почти без остатка. К тому же эти горелки могут работать на частично очищенном коксовом газе собственного производства из коксового завода в Bottrop, который до этого сжигался в атмосфере. Кроме того, имеется возможность отключать в зависимости от сортамента излишние горелки и, тем самым, экономить энергию. За всем этим следит современная вычислительная техника.

В докладе начальника отдела качества фирмы Arcelor Mittal Ruhrort GmbH (Duisburg) др. Петера Янсена (Dr.-Ing. Peter Janßen) анализируется проект нового, самого современного в мире (по мнению автора) проволочного прокатного стана для завода в Ruhrort (район Дуйсбурга) (рис. 8). Стан спроектирован фирмой SMS Meer и введен в эксплуатацию весной 2012 г. Нагрев трехтонных заготовок сечением (155×150) мм и длиной 16 м. до 1200 °C производится в печах с шагающими балками производительностью 120 т/час. Нагретые заготовки прокатываются в четырехклетевой черновой группе блочных клетей с индивидуальным приводом валков конструкции SMS Meer. Полученный подкат свободно выкладывается на раскатном поле и поступает затем в промежуточную 14-тиклетевую группу с чередованием вертикальных и горизонтальных клетей, после которой раскат петлям выкладывается и охлаждается, а его температура выравнивается. Заключительная стадия прокатки осуществляется в шестиклетевом чистовом блоке и при температуре 750 °C в четырехклетевом отделочном блоке. Завершают процесс 104-метровый транспортный

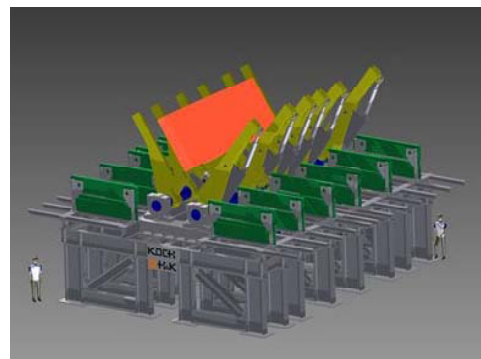


Рис. 6. Установка для кантовки непрерывнолитых слэбов на заводе в Диллингене

участок с воздушным замедленным охлаждением витков проволоки и три участка контролируемого водяного охлаждения. Таким образом получают прокатанную в режиме контролируемой прокатки высококачественную точную проволоку для холодной высадки диаметром от 5,5 до 25 мм с мелкозернистой структурой. Важнейшие параметры нового стана: скорость прокатки до 120 м/с, производительность 690 тыс. т/год, стоимость – 95 млн. евро.

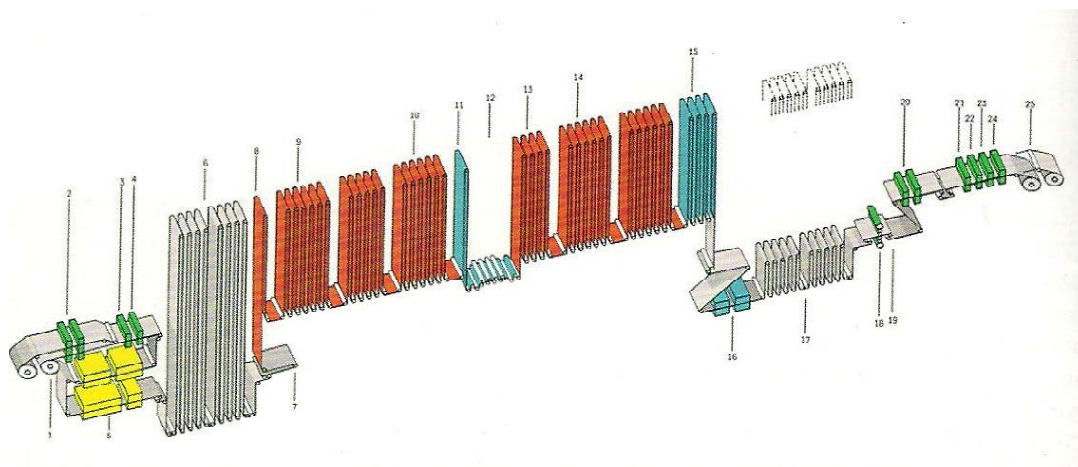


Рис. 7. Линия отжига холоднокатаных полос на заводе в Дортмунде:

- 1 – разматыватель; 2 – ножницы; 3 – сварочная машина; 4 – гратосниматель; 5 – электролитическая очистка; 6 – накопитель
7 – плавающий ролик; 8–10 – секции нагрева и сушки; 11, 15 – воздушное охлаждение; 12 – правильная машина;
13 – нагреватель; 14 – секция старения; 16 – охлаждение; 18 – дрессировочная клеть кварто; 19 – измеритель плоскостности;
20 – регулятор петли; 22, 23 – маркировочная и промасливающая машины; 25 – моталки

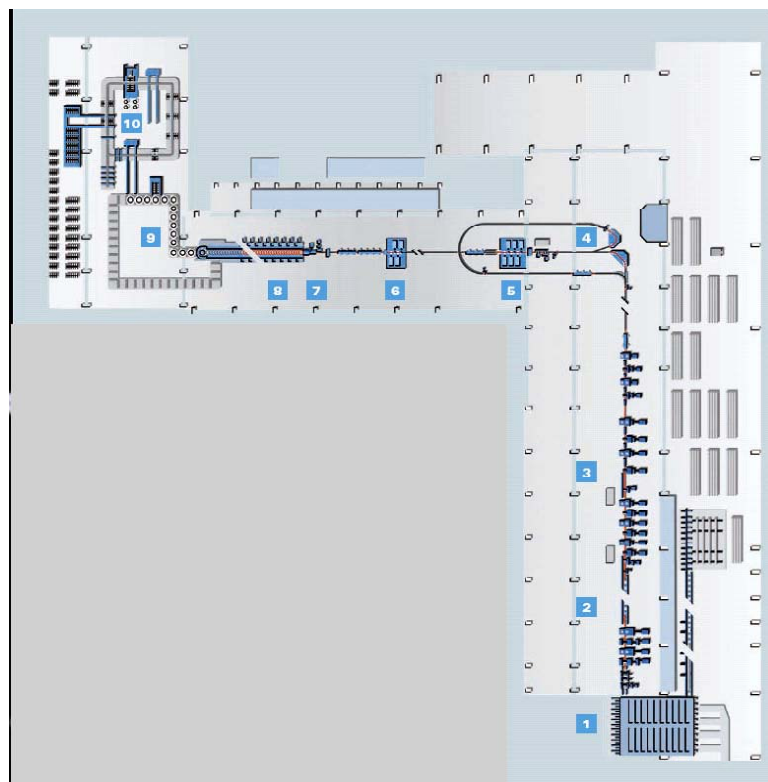


Рис. 8. Проволочный прокатный стан в Дуйсбурге:

- 1– нагревательные печи; 2 – непрерывная черновая группа клетей; 3 – промежуточная 14-тиклетевая группа клетей;
4 – охлаждение и выравнивание температуры раската; 5 и 6 – 6-ти клетевой и 4-клетевой отделочный блоки; 7 – поле для витков проволоки; 8 – транспортировка и воздушное охлаждение; 9 – конвейер бунтов проволоки; 10 – горизонтальный пресс

Новые технологические и конструктивные решения:

- чистовая группа разделена на два 6-ти- и 4-х клетевых блока, между которыми установлено регулируемое водяное охлаждение для контролируемой термомеханической прокатки, позволяющее получить равномерную температуру раската по сечению для всего ассортимента;

- все параметры процесса управляются единой моделью в онлайн-режиме;

- чистовые блоки выполнены с индивидуальным приводом валков клетей, что облегчает калибровку валков и переход на новый профиль;

- воздушное охлаждение раската осуществляется индивидуально управляемыми вентиляторами в каждом сегменте. При ускоренном охлаждении для получения мелкозернистого перлита включаются все 30 вентиляторов.

О новом, самом большом в мире кольцепрокатном стане (рис. 9) сообщил д-р Ульрих Копперс (Dr.-Ing. Ulrich Koppers), руководитель технологического отдела фирмы SMS Meer GmbH. Стан для завода Hofors спроектирован и изготовлен по заказу шведской фирмы Ovako Tube & Ring. Установка типа Riwa 2000/80 работает полностью в автоматическом режиме и состоит из прессы типа KPR 2000 для получения кольцевых заготовок с тремя рабочими станциями, радиально-осевого прокатного стана типа RAW 80(100)/63(80)-1200/350 для прокатки колец и промышленных роботов со специальными захватами, которые транспортируют заготовку между агрегатами и позиционируют ее в каждом из них. Центральная рабочая станция прессы развивает усилие 20000 kN, две других – по 10000 kN каждая. Наличие трех рабочих станций позволяет проводить одновременно прошивку и осадку заготовки и сокращать тем самым рабочий цикл.

Параметры кольцепрокатного стана:

- радиальное усилие – 800 (макс. 1000) kN;

- осевое усилие – 630 (макс. 800) kN;

- скорость прокатки – (0,4–1,6) м/с;

- мощность привода главных валков – 250 кВт, осевых валков – 2×140 кВт;

- диаметр главных валков – 660 мм, осевых – 130 мм;

Установка управляется полностью автоматически с помощью моделирующей системы ROLLTEX, воспроизводящей всю технологическую цепочку и дающую команды для оборудования и приводов, минимизирующие затраты энергии, отклонения размеров колец и свойств металла.

Продукция установки – кольца прямоугольного и профилированного сечения для подшипников автомобильной и машиностроительной промышленности с максимальной высотой 350 мм, внешним диаметром 200–1200 мм и массой 50–350 кг. Получаемые на новой установке кольцевые заготовки максимально приближены к окончательному продукту и требуют минимальной обработки резанием. Контроль размеров колец производится специальной лазерной установкой. Новая установка является уже четвертой, изготовленной SMS Meer GmbH для завода Hofors. Производительность всех четырех установок достигла теперь 55000 т/год. Пятую установку намечено ввести в эксплуатацию уже в 2012 г.



Рис. 9. Пульт управления установки для прокатки колец на заводе Hofors (Швеция)

Обеспечение рабочей силой – требования и стратегии

Д-р Карлхайнц Блессинг (Karlheinz Blessing), председатель президиума предприятия Dillinger Hüttenwerke в земле Саарланд, рассказал о стратегии кадровой политики на своем предприятии. Предприятие исходит из того, что потребность в кадрах является постоянной задачей. С учетом этого положения на предприятии организована подготовка рабочих кадров. Организовано первичное профессиональное образование. Притоку учащихся способствует хороший имидж предприятия. На учебу приходят молодые люди с различным исходным образовательным уровнем. Около 50 % составляют выпускники школ средней ступени, около 30 % выпускники гимназий и около 20 % имеют неполное среднее образование. Для поступления на учебу необходимо успешно пройти тестирование. При этом шансы у кандидатов различных образовательных уровней равны. Для молодых людей, которые оказались не в состоянии выполнить тест, но имеют твердое намерение учиться и работать на предприятии, организуется специальная предварительная учеба, т.н. нулевой цикл, который готовит к тестированию в следующем году. В настоящее время на таком нулевом цикле обучается 15 человек. Общее количество учащихся на предприятии в течение последних лет находится примерно на постоянном уровне. В текущем году их число составляет 67.

Лица, закончившие обучение, получают работу на предприятии. При наличии определенного рабочего стажа предприятие помогает желающим получить высшее техническое образование. В немецких вузах в настоящее время только небольшую часть студентов (около 2 %) составляют молодые люди с производственным опытом. Правда, эта

доля начинает расти. С 2009 года земельное министерство законодательно облегчило доступ к высшему образованию для этой категории. Право поступления в высшие технические школы наряду с выпускниками гимназий получили лица, не имеющие законченного гимназического образования (выпускники школ средней ступени), но имеющие практический опыт работы в отрасли. Задача привлечения на учебу в высших технических школах этой категории лиц является непростой. Поскольку их подготовка отличается от подготовки основной массы студентов, высшие школы вынуждены создавать специальные системы обучения с учетом потребностей этих лиц. Группам таких студентов должна оказываться специальная помощь для их успешной интеграции в учебный процесс. Ставится вопрос о выделении высшим школам с этой целью специального дополнительного финансирования.

О стратегии подготовки кадров концерна ArcelorMittal рассказал руководитель университета ArcelorMittal в Люксембурге профессор Христиан Штандерт (Christian Standaert). Работа ведется как в направлении подготовки квалифицированных рабочих кадров, так и в направлении подготовки специалистов. Концерн при этом считает очень важным рекламу отрасли с привлечением средств массовой информации и высших инженерных школ. Предприятия концерна тесно кооперируются с учебными заведениями, выделяя студентам стипендии и предоставляя им места практики. На самих предприятиях уделяется большое внимание созданию для молодых специалистов привлекательных условий не только для труда и карьеры, но и для быта и семьи. С этой целью ведется строительство детских учреждений и учреждений здравоохранения в непосредственной близости от предприятия.

Докладчик рассказал об участии концерна в работе Люксембургского университета и их совместной деятельности. На территории естественно-научного факультета университета создан Центр металлургии и металлических конструкций, занимающийся не только вопросами металлургических процессов, но и вопросами взаимодействия отрасли с потребителями и окружающей средой. Непосредственно Люксембургский университет представляет собой университет классического типа, в котором работает факультет естественных наук, технологий и коммуникаций. В рамках факультета функционирует научно-исследовательский и учебный центр физики и материаловедения. Подготовка инженерных кадров ведется в двух разных направлениях – для научной работы и для практической инженерной деятельности.

Большое внимание уделяет концерн проблемам подготовки кадров для своих предприятий в странах СНГ. В Кривом Роге и Темиртау организованы учебные центры комбината, где проходят переподготовку рабочие и инженерные кадры. Обучение производится с применением специальных обучающих программ. Кроме того, ArcelorMittal предоставляет возможность сотрудникам своих предприятий пройти практику на своих передовых зарубежных предприятиях и усовершенствовать языковые знания. В Кривом Роге функционирует уже более 10 лет учебное заведение ГИПОпром, входящее в Днепропетровский комплекс Национальной металлургической академии Украины. Здесь работает механико-металлургический факультет, занятый, в основном, подготовкой специалистов механического профиля для металлургической отрасли. При этом серьезное внимание уделяется проблеме переподготовки инженерных кадров. Здесь можно получить второе образование не за обычные 4–5 лет, а за 2 года, поскольку при составлении индивидуальных учебных планов учитывается опыт предыдущего образования. В 2012 году концерн выделил городу для целей образования и здравоохранения 5 млн. гривен.

В учебном центре Карагандинского металлургического комбината в Темиртау также проводится переподготовка специалистов с возможностью получения второго диплома, работают курсы повышения квалификации для рабочих и инженерно-технических работников. Действует ряд специальных программ, например, программа поощрения детей сотрудников комбината, желающих получить металлургическое образование, программа «Молодые таланты», предусматривающая дополнительное образование для особенно способных студентов, программа предоставления студентам специальных стипендий от ArcelorMittal, программа двойного диплома.

Д-р Никола Хирш (Nicola Hirsch), член правления предприятия ArcelorMittal в Дуйсбурге, посвятила свой доклад проблемам правильного использования пожилых кадров. По ее мнению, проблема важна не только с социальной, но и с чисто производственной точки зрения, т.к. использование опыта пожилых сотрудников соответствует интересам предприятия. Основной проблемой является обеспечение пожилых людей такой работой, которая бы обеспечила им полезное участие в производстве вплоть до выхода на пенсию. Это можно обеспечить за счет организационных и технических мероприятий, а также мероприятий по оздоровлению трудящихся. Круг мероприятий охватывает приспособление условий работы и должностных обязанностей с учетом физических и психических возможностей человеческого организма, создание многофункциональных рабочих мест, рациональное планирование рабочих мест с участием самого работника, образовательную переподготовку, а также поддержку мотивации к работе и удовлетворенности работой. Естественно, большое внимание уделяется также вопросам охраны труда и здравоохранения.

На предприятии в Дуйсбурге в период с ноября 2010 до ноября 2013 года разрабатывается специальный проект в этом направлении. Исследования проводятся с помощью измерений освещения, шума, климатических условий на рабочих местах, наблюдений, бесед с рабочими и мастерами, анализа имеющейся документации. Оценка проводится посредством сравнения с законодательными нормами и с учетом современной научной информации об изменении физических и психических возможностей людей в связи с возрастом. Наряду с объективными данными экспертизы учитывается также субъективное мнение работника. Докладчик привела простые примеры решений, облегча-

ющих условия труда лиц пожилого возраста. Созданы специальные кресла улучшенной конструкции, позволяющие варьировать условия поддержки спины и головы, а также высоту сидения. Другое простое решение: вместо погрузки колец в упаковке парами (вес упаковки 25 кг) предлагается погрузка колец поштучно (вес 11 кг).

Андреас Штайн (Andreas Stein), руководитель отдела Еврокомиссии в Брюсселе, рассмотрел в своем докладе вопрос о поощрении участия женщин в производстве. Металлургическая отрасль считается обычно чисто мужской. И не совсем без оснований. В то же время опыт показывает, что участие женщин на определенных позициях весьма полезно. В некоторых вопросах, как, например, проведение анализов и экспериментов, учет и отчетность, женская тщательность и пунктуальность оказываются весьма уместными. В металлургии и переработке металлов женщины составляют около 17 % от всех работающих. В то же время доля женщин среди работников со специальным образованием существенно ниже – менее 12 %. Проблема заключается в том, что в отрасль в настоящее время приходит слишком мало женщин, в связи с чем старение среди женского персонала на предприятиях более выражено. Многие женщины работают на условиях частичной занятости. Из числа всех лиц, частично занятых в отрасли, около 75 % составляют женщины. Налицо разница в оплате труда мужчин и женщин. Даже на инженерных позициях женщины зарабатывают меньше мужчин.

Докладчик считает важным усилить работу среди девушек, в т.ч. в школах, чтобы сделать для них работу в отрасли привлекательной. Но для того, чтобы эта привлекательность поддерживалась, необходима реальная забота со стороны предприятий о том, чтобы для женщины семейная и производственная жизнь не вступали в противоречие друг с другом. Для этого предприятиям рекомендуется разрешать женщинам подвижный график рабочего времени. Некоторые плоды проводимой работы уже налицо. Так, в руководстве концерна ThyssenKrupp участвует одна женщина. Недавно в Дортмунде была проведена специальная конференция, посвященная участию женщин в металлургической промышленности региона. На ней присутствовали две женщины, работающие на дортмундском предприятии ThyssenKrupp, куда они пришли после защиты докторских диссертаций по химии. Одна из них работает руководителем отдела исследований и инноваций, другая руководит лабораторией анализа покрытий. В настоящее время в ряде стран Европы, в частности, в Германии, дискутируется вопрос о целесообразности введения конкретной квоты для женщин на руководящих постах. Автор доклада является убежденным сторонником этой точки зрения. Но ответа на вопрос, насколько такое решение приемлемо для металлургической отрасли, у него нет.

Одержано 25.12.2013

© Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. Г. Горелик
Дюссельдорф, Германия

Geller A., Gorelik V. Annual international conference of metallurgists in Dusseldorf (Germany) «Steel 2012»

РАСЧЕТ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК В ТРАКАХ ГУСЕНИЧНЫХ МАШИН

Рассматриваются нагрузки в траках при движении гусеничной машины, вызванные изменением скорости их движения. В общем случае скорость трака (рис. 1) состоит из скорости машины, (переносной, поступательной, постоянной по величине и направлению) и скорости трака относительно машины (постоянной по величине, равной скорости движения машины, и переменной по направлению)

$$\vec{V}_{абс} = \vec{V}_{пер} + \vec{V}_{отн}, \quad |\vec{V}_{пер}| = |\vec{V}_{отн}|. \quad (1)$$

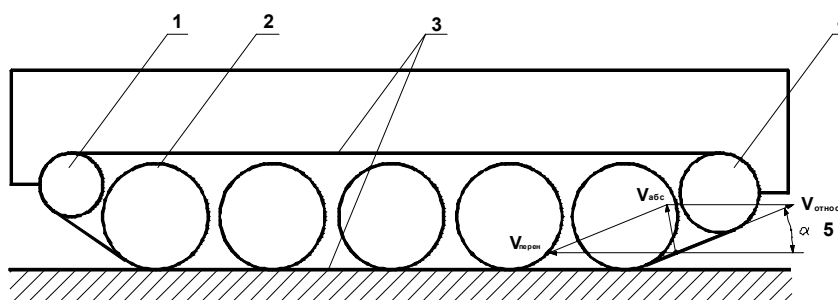


Рис. 1. Кинематическая схема гусеничной машины и скорости трака: 1, 4 – ведомая и ведущие звездочки, 2 – катки, 3 – нижняя и верхняя ветви гусеницы, 5 – скорости ц.м. трака

В этом случае, при контакте с дорогой, абсолютная скорость трака равна нулю $\bar{V}_{nep} + \bar{V}_{отн} = 0$, а трака верхней ветви гусеницы равна удвоенной скорости движения машины $\bar{V}_{nep} + \bar{V}_{отн} = 2 \cdot \bar{V}_{nep}$. Для любого положения трака гусеницы величина абсолютной скорости равна

$$|\bar{V}_{abc}| = 2 \cdot |\bar{V}_{nep}| \cdot \sin \frac{\alpha}{2}, \quad (2)$$

где α – угол наклона вектора относительной скорости к линии вектора переносной скорости ($0 \leq \alpha \leq 2 \cdot \pi$, рис. 1).

Таким образом, изменение абсолютной скорости и кинетической энергии трака зависит только от изменения направления его относительной скорости, (рис. 2). При прямолинейном движении машины с постоянной скоростью переносное и кориолисово ускорения трака равны нулю. Относительное ускорение представлено изменяющимися нормальной и тангенциальной составляющими. При отсутствии сил трения, работу выполняют внешние тангенциальные силы, действующие в траках гусениц.

Тогда, производная по времени кинетической энергии трака равна мощности внешних сил дающих это изменение

$$\frac{dT(t)}{dt} = \frac{dA(t)}{dt} = \bar{F}_{танг} \cdot \bar{V}_{abc}, \quad (3)$$

где T – кинетическая энергия трака гусеницы, t – время, $F_{танг}$ – тангенциальная сила в траке, V_{abc} – абсолютная скорость трака.

По известным данным левой части ($\frac{dT(t)}{dt}$, рис. 2, б) а также абсолютной скорости ($\bar{V}_{abc}$, рис. 2, а) и направления тангенциальных сил ($\bar{F}_{танг}$, рис. 1) правой части уравнения (3) определяются тангенциальные составляющие сил в траках гусениц ($\bar{F}_{танг}$, рис. 2, в)

$$F_{танг} = \frac{m \cdot V_{nep}^2}{R \cdot tg \frac{\alpha}{2}},$$

где m – масса трака, R – радиусы звездочек, катков.

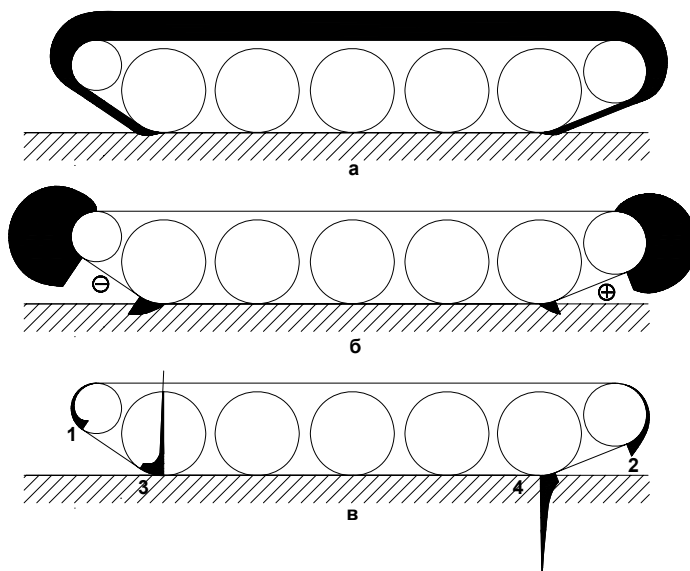


Рис. 2. Изменение величины абсолютной скорости (а), производной по времени кинетической энергии (б) и тангенциальных сил в траках (в)

Изменение тангенциальных сил ($\bar{F}_{танг}$) в траках при изменении скорости их движения ($\bar{V}_{abc}$), полученные расчетным путем по исходным данным ходовой части Т-34-85 и скорости движения машины 72 км/час показано на рис. 2, в. На участках, где скорость движения траков постоянна, $\bar{F}_{танг}$ равна нулю. Наибольшие значения сил наблюдаются в

местах изменения скорости (1–4, рис. 2, в), особенно при переходе трака к состоянию покоя или движения из состояния покоя (3, 4, рис. 2, в).

Аналогичные расчеты, выполненные для кольцевого катка радиуса R (рис. 3, а) катящегося по ровной недеформируемой поверхности с постоянной скоростью $V_{пер}$.

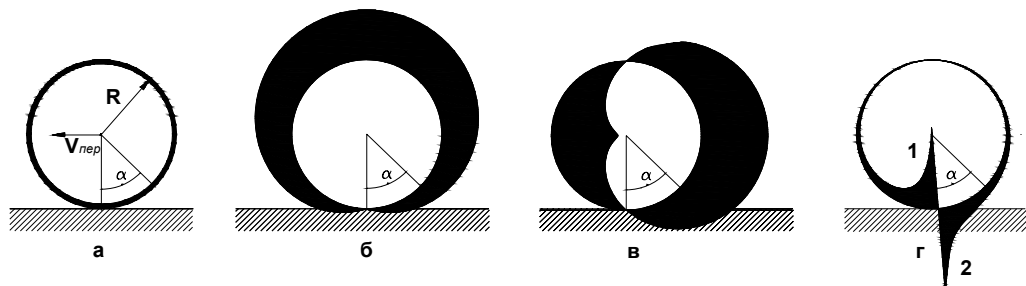


Рис. 3. Изменение величины абсолютной скорости (б), производной по времени кинетической энергии (в) и тангенциальных сил (г) точек катка (а)

Расчеты показали наличие сил в точке контакта, вызванных изменением абсолютной скорости точек кольца (рис. 3, б). Величины этих сил существенно превышают силы в остальных частях кольца. Причем со стороны направления движения кольца они носят характер сжатия (рис. 3, з, 1), после точки контакта – растяжения (рис. 3, з, 2).

Векторный анализ кинематических характеристик точек кольца показал, что величина ускорений постоянна, а его составляющие – нормальные и тангенциальные ускорения – переменные (рис 4, а).

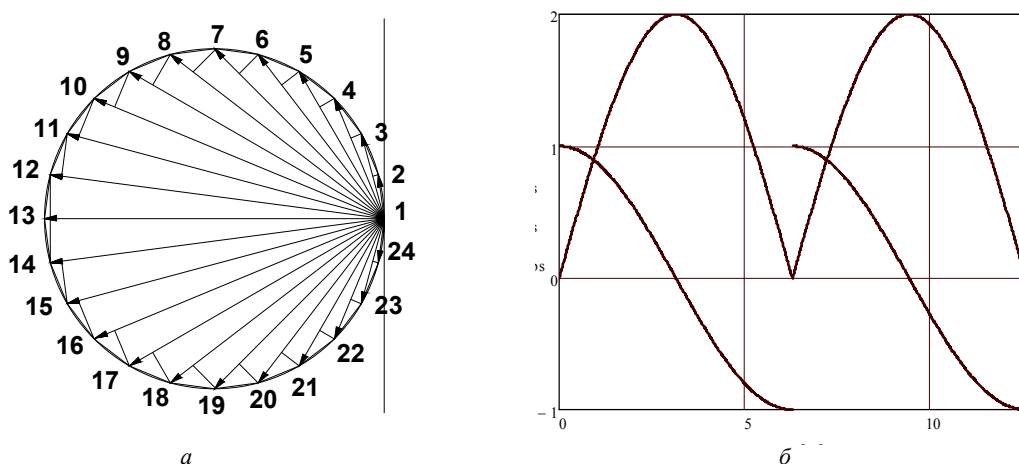


Рис. 4. Годограф скоростей (а, 1 – точка контакта) и графики изменения величин скорости V и тангенциального ускорения dV (б) точек катка

В точке контакта тангенциальное ускорение близко к полному ускорению и терпит разрыв по знаку (рис. 4, б).

Таким образом, характер движения точек изменяет их кинетическую энергию, приводит к возникновению сил инерции, которые с учетом энергетического баланса машины (закона сохранения энергии) формируют переменные внешние силы, которые в связи с разрывом ускорения в точке контакта, могут достигать больших величин.

Выполненные расчеты показывают, что энергия траков и элементов катков при переходе их в состояние покоя рассеивается полностью, а с началом движения – увеличивается. Это вызывает удары в элементах движителей. На практике поверхности пальцев, траков и катков имеют упругие покрытия, что приводит к снижению нагрузок и увеличению срока службы.

В природе при передвижении (например, человека) в процессе контакта с поверхностью кинетическая энергия переходит в потенциальную поднятием центра масс тела, а затем снова переходит в кинетическую. При этом рассеивание энергии составляет 30–35 % [1].

Наличие рассеивания энергии в зоне контакта при качении тела приводит к существованию коэффициента трения качения даже при абсолютно гладких поверхностях.

Аналогичные явления могут наблюдаться в силовых сателлитных зубчатых механизмах, где скорости существенно выше и значительно выше жесткость контактных поверхностей.

Список литературы

1. Витензон А. С. От естественного к искусственному управлению локомоцией / Витензон А. С., Петрушанская К. А. – М. : Научно-медицинская фирма МБН, 2003. – 448 с.

© Канд. техн. наук А. Ф. Коляда, О. М. Турпак

Технический университет, г. Запорожье

Koliada A., Turpak O. The calculation of dynamic loads in tracked of vehicles

ОПТИМІЗАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ ОКАЛИНИ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ У НАГРІВАЛЬНИХ ПЕЧАХ

Перехід України на ринкову економіку спричиняє проблеми енерго- та ресурсозбереження в металургійній промисловості. Якщо вирішення питань енергозбереження здійснюється на державному рівні, то у ресурсозбереженні актуальною є проблема зниження утворення окалини під час нагрівання сталевих заготовок у полум'яних печах, а також повернення її як вторинної сировини до виробництва.

Відомо, що швидкість нагрівання заготовок у печах під кування, заданий рівень температури, а також тривалість періоду витримки за цієї температури, визначаються маркою сталі та розмірами заготовок. Так, температура кування заготовок із швидкорізальної сталі Р6М5 знаходиться в межах 1100...1200 °С, а тривалість періоду витримки за цієї температури складає 0,5...3,0 год. У той же час передбачено проміжні підігрівання металу в процесі кування за обмеженої швидкості підйому його температури. Як наслідок, наявність значної тривалості періодів підйому температури та витримки заготовок швидкорізальної сталі перед куванням супроводжується вигаром металу, величина якого сягає 3...4 %.

Методи зниження вигару металу при нагріванні сталевих заготовок у полум'яних печах зводяться до дії на чинники, які визначають динаміку його високотемпературного окислення, зокрема:

- вдосконалення конструкції нагрівальних печей і пальників;
- раціональний вибір палива та спалювання його з мінімальним надлишком повітря;
- оптимізація теплового та температурного режимів печі з метою досягнення рівномірності нагрівання сталі та зниження тривалості його перебування на ділянці високої температури.

Заходи, що спрямовано на зниження вигару високолегованих сталей за виробничих умов, дозволяють зменшити їх втрати з окалиною, але не виключають їх узагалі. У зв'язку з цим доцільно здійснювати металізацію окалини з поверненням її до виробництва.

Одним з напрямів утилізації окалини високолегованих сталей, як вторинної сировини, що містить дорогі легуючі елементи, є її вуглетермічне відновлення з наступним використанням металізованого продукту під час виплавляння відповідних марок сталей [3,4]. Тому виникає необхідність визначення раціонального складу шихти, що містить окалину, та параметрів теплового режиму її відновлення, а також вибору конструкції пристрою для його здійснення, які забезпечують необхідні умови для реалізації процесів металізації окалини.

За лабораторних умов експерименти виконували на термогравіметричній установці в інтервалі температур ізотермічної витримки 900...1250 °С. Досліджували шихту із вмістом окалини швидкорізальної сталі Р6М5 у межах 83...89 % і вуглецевого відновника 11...17 %, яке використовували циклонний пил вуглеграфітового виробництва, графіт і деревне вугілля.

Виявлено, що у шихті із вмістом 15 % різних вуглецевих відновників міра відновлення окалини при використанні циклонного пилу вуглеграфітового виробництва сягає 90,0 %, при використанні графіту – 87,5 % та деревного вугілля – 85,0 %, а оптимальний діапазон температури ізотермічної витримки складає 1100...1200 °С.

Змінювання залишкового вмісту кисню та вуглецю у металізованому продукті, а також міри відновлення окалини, залежно від початкового вмісту вуглецю в шихті подано на рисунку. Як свідчить аналіз одержаних результатів, раціональне співвідношення «окалина : вуглець у шихті» складає 1,7...2,0, що відповідає вмісту вуглецевого відновника у межах 13...15 %.

За вказаним складом шихти, температури її теплової обробки 1150 °С, а також тривалості ізотермічної витримки упродовж 1,5 год, було досягнуто міру відновлення окалини 88,5...90,0 % при залишковому вмісті вуглецю 1,4...2,1 %. Наступне збільшення вмісту відновника в шихті є небажаним, оскільки різко підвищує вміст залишкового вуглецю в металізованому продукті за незначним зниженням вмісту залишкового кисню та незначним зростанням міри відновлення окалини.

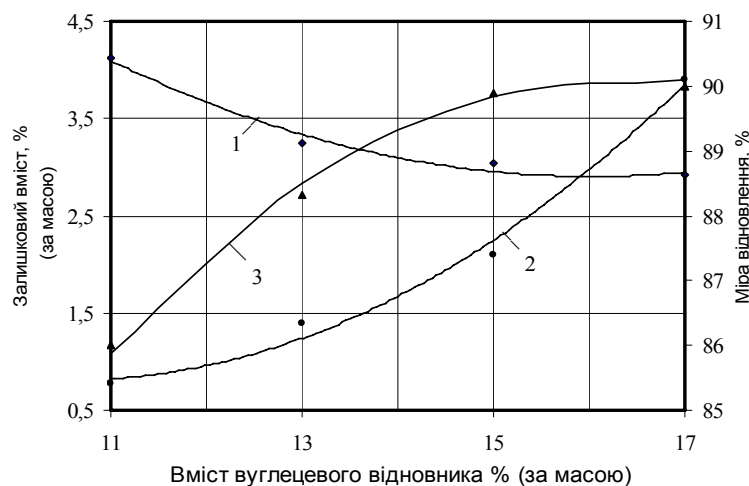


Рис. 1. Залежність залишкового вмісту кисню та вуглецю в металізованому продукті, а також міри відновлення окалини від вмісту вуглецю у шихті:

1 – залишковий вміст кисню; 2 – залишковий вміст вуглецю; 3 – міра відновлення

Дослідні нагрівання шихти виконували на вогневому стенді. Як компоненти шихти використовували окалину швидкорізальної сталі Р6М5, що подрібнено до фракції 0,63 мм, графіт фракції 0,45 мм, а також металеву стружку силового шліфування сталі Р6М5. При збереженні співвідношення між окалиною та графітом окремих партій шихти (85 і 15 % відповідно) змінювали вміст додавань металевої стружки: 0, 15, 30 і 45 %. Шихту розміщували в реакційних капсулах циліндрової форми та піддавали нагріванню до температури 1300 °С упродовж 6,5 год за умов монотонного зростання температури в печі. Під час нагрівання матеріалу з використанням термоелектричних термометрів заміряли температуру шарів шихти біля поверхні та на осі реакційної капсули.

Аналіз результатів теплової обробки шихти різного складу дозволив встановити, що наявність додавань сталевих стружки забезпечує пониження перепаду температури між поверхнею та центром перерізу капсули на момент завершення теплової обробки від 300 °С (відсутність додавань) до 60 °С (вміст додавань – 30 %) і до 40 °С (вміст додавань – 45 %). Отже, за вмістом у шихті додавань сталевих стружки кількістю 30 і 45 % виконуються необхідні умови для металізації шихти за всім перерізом капсули із високою мірою відновлення.

Оцінку впливу рівня температури на процес відновлення окалини здійснювали шляхом витримки в печі шихти, що містить 30 % додавань стружки, за температури печі 1100, 1200 і 1300 °С відповідно. Встановлено, що за температури печі 1200...1300 °С процеси відновлення початкових матеріалів є найбільш завершеними.

На підставі результатів виконаних експериментів було розроблено технологію металізації окалини швидкорізальної сталі Р6М5, що передбачає підготовку шихти, її завантаження в реакційні капсули та подальшу теплову обробку в полум'яній нагрівальній печі за певною температурною програмою [5].

В умовах цеху порошкової металургії ПАТ «Електрометалургійний завод «Дніпроспецсталь» виконували промислове випробування зазначеної технології. Металізацію шихти відповідного складу здійснювали в реакційних капсулах циліндрової форми діаметром 150, 300 і 500 мм у двокамерній нагрівальній печі за таким режимом: підвищення температури печі з максимальною швидкістю до 900 °С; витримка упродовж 3 годин; підймання температури печі з максимальною швидкістю до 1200 °С; витримка протягом 1 години; зниження температури печі до 1150 °С; витримка упродовж 9 годин і наступне охолодження на повітрі.

Після завершення охолодження відбирали проби металізованого продукту та оцінювали міру відновлення його поверхневих і внутрішніх шарів залежно від діаметра реакційної капсули. Через однакові умови нагрівання реакційних капсул різного діаметра температура поверхневих шарів шихти на момент завершення теплової обробки складала 1130...1140 °С, тобто в цій зоні зафіксовано практично однакову міру відновлення металізованого продукту (85...87 %). Проте, зі збільшенням діаметра реакційної капсули від 150 до 500 мм спостерігали зростання перепаду температури за її перерізом від 30 до 280 °С. Як наслідок, спостерігали недостатнє нагрівання внутрішніх шарів шихти та зниження міри відновлення окалини на осі реакційної капсули від 83 % (діаметр – 150 мм), до 80 % (діаметр – 300 мм) і до 35 % (діаметр – 500 мм). Тому реакційна капсула діаметром 300 мм є раціональним варіантом, що забезпечує як достатню продуктивність печі, так і високу міру відновлення окалини.

Згідно з результатами проведених досліджень було запропоновано конструкцію реакційної капсули для металізації окалини в полум'яній нагрівальній печі. Вона є циліндровою обечайкою діаметром 300 і довжиною 1700 мм із привареними донними частинами, забезпеченими патрубками, що відводять газу. Обсяг між донними частинами та

завантаженою шихтою заповнювали вуглецевим сипким захисним шаром. Наявність патрубків, що відводять гази, та захисного шару забезпечує відновлення шихти в реакційній капсулі за вільним видаленням газоподібних продуктів реакції, а також запобігає доступу окислювального середовища до металізованого продукту. Застосування таких реакційних капсул дозволяє одержувати металізований продукт із середньою мірою відновлення 80 %. Використання одержаного продукту в складі шихти під час виплавлення швидкорізальної сталі зафіксувало практично повне його засвоєння та значну міру відновлення окалини (з урахуванням додаткового відновлення у рідкій фазі), яка складає 94 %.

Висновки

Розроблено та випробувано за умов полум'яних нагрівальних печей оптимальне співвідношення компонентів шихти, раціональний режим металізації окалини швидкорізальної сталі, а також конструкцію реакційної капсули. Показано високу міру утилізації легуючих елементів із вторинної сировини під час використання одержаного металізованого продукту у складі шихти для виплавлення швидкорізальної сталі.

Список літератури

1. Тайц Н. Ю. Технология нагрева стали / Н. Ю. Тайц. – М. : Металлургия, 1962. – 567 с.
2. Губинский В. И. Направления совершенствования печной техники и теплоэнергетических установок на металлургических предприятиях / В. И. Губинский, Р. Г. Хейфец // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – № 2 (197). – С. 93–97.
3. Острик П. Н. Металлургия губчатых и порошковых лигатур / П. Н. Острик, М. М. Гасик, В. Д. Пирог. – К. : Техніка, 1992. – 128 с.
4. Ревун М. П. Интенсификация работы нагревательных печей / М. П. Ревун, В. И. Гранковский, А. Н. Байбуз. – К. : Техніка, 1987. – 136 с.
5. Тепловая обработка мелкодисперсных отходов быстрорежущих сталей / [М. П. Ревун, С. М. Григорьев, Ю. Н. Каюков и др.] // Известия Вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 10. – С. 86–88.

Одержано 10.07.2013

© Д-р техн. наук М. П. Ревун, Ю. М. Каюков, В. І. Іванов, канд. техн. наук О. І. Чепрасов

Державна інженерна академія, м. Запоріжжя

Revun M., Kayukov Yu., Ivanov V., Cheprasov O. Optimization of parameters for technology of high-speed steels dross metallization in heater furnaces



Прощай, учителю, наставнику, друже!

Перша година останнього дня 2012 року, що минав, обірвала життя видатної особистості нашого Запорізького краю – професора, доктора технічних наук, заслуженого діяча науки і техніки України, кавалера ордена «За заслуги» III ступеня, відмінника освіти України, завідувача кафедри фізичного матеріалознавства Запорізького національного технічного університету Анатолія Даниловича Ковалю.

Усе його життя пов'язане з нашою славетною Запорізькою «Машинкою», студентом якої він став у 1962 році, коли приїхав з Шепетівки та назавжди залишився в Запоріжжі, де знайшов свою родину, де творив себе і творив науку, віддавав усього до останку освітянській праці.

Видатний науковець, який наслідував нашого вчителя, фундатора кафедри металознавства та термічної обробки професора Бориса Соломоновича Натапова, він усі свої зусилля доклав, щоб гідно продовжувати традиції вітчизняної школи металознавців-термістів, керуючи підготовкою кандидатських дисертацій С. Белікова, Є. Санчугова, Г. Краснової, П. Каморкіна, А. Андрієнка, що завершилось блискучим захистом у далекому 1989 році дисертацій доктора технічних наук. Далі були ще багато вихованців.

Видатний фахівець у галузі матеріалознавства жароміцних сплавів, автор понад 40 винаходів. Жароміцні корозійностійкі сплави серії ЗМІ (Запорізький машинобудівний інститут) десятки років працюють на газоперекачувальних установках України і Росії, технології виготовлення литих лопаток відомі далеко за межами нашої Держави.

Проректор з наукової роботи Запорізького машинобудівного інституту ім. В. Я. Чубаря в 1989–1993 рр., перший проректор Запорізького національного технічного університету в 1997–2010 рр., він став видатним організатором освітянської діяльності як у підготовці фахівців з матеріалознавства, так і в реалізації принципів Болонської угоди, що сприяли наближенню України до Європейського освітянського простору.

Щира, доброзичлива людина, яка завжди віддавала все найкраще співпрацівникам, учням, друзям. Людина, яка відчувала свій обов'язок сприяти творенню сучасної Української держави, вихованню патріотично відданої молоді, він усього себе спрямовував на служіння Україні!

Довгі чи короткі 34 роки пов'язували мене з А. Д. Ковалем... Будучи його підлеглим чи його керівником, спільна праця в ці роки надихала нас на спільні зусилля заради програми розвитку нашої улюбленої «Машинки». Він раптово залишив нас, заповівши необхідність і надалі працювати над здійсненням наших мрій.

Світла пам'ять Вам, мій учителю, колего, друже!

Сергій Беліков, ректор ЗНТУ, аспірант і докторант А. Д. Ковалю

В статье «О закономерностях формирования мартенситных фаз в марганцовистом аустените при деформации сжатием» (авторы: В. Е. Олышанецкий, Г. В. Снежной, В. Н. Сажнев) по техническим причинам были допущены следующие неточности:

- на стр. 8 в третьем абзаце после слов «частичные дислокации Шокли» вместо записи вектора Бюргерса в виде

$$\bar{b} = \frac{a}{2} \langle 011 \rangle \text{ следует читать } \bar{b} = \frac{a}{6} \langle 112 \rangle;$$

- на стр. 10, в четвертом абзаце вместо фразы «в этом случае» следует читать «что в случае $\Delta G_{ГЦК\text{ФГП}} < 0$ ».

Редакция приносит извинения читателям за допущенные неточности.

Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні № 1/2013

науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Олышанецкий,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук,

Я. О. Мамоєко

Підписано до друку 25.06.2013. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.

Тираж 300 прим. Зам. № 844.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64