

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

2'2010

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
2010

Постановою ВАК України № 1-05/7 від 09.06.1999 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 ВІНІТІ (Росія) і «Джерело» (Україна).

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

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

Заступники гол. редактора:

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

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

Члени редколегії:

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

д-р техн. наук О. Я. Качан (ЗНТУ), Україна

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

д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук І. П. Волчок (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Г. І. Слинько (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук В. С. Попов (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ІПМ НАН), Україна

д-р техн. наук Е. І. Цивірко (ЗНТУ), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (ЗДІА), Україна

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська

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

політехніка»), Україна

д-р техн. наук В. О. Толоч (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. Мамоєво, 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 № 2 від 26 квітня 2010 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. Мамоєво

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

Постановлением ВАК Украины № 1-05/7 от 09.06.1999 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 А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина

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

д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук В. С. Попов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина

д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина

д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (ЗГИА), Украина

д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия

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

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

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

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

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

д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетУ), Украина

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

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

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

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

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, Ю. Н. Внуков, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Н. А. Савчук, Я. А. Мамойко, Н. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

Рукописи присланных статей проходят дополнительное независимое рецензирование с привлечением ведущих специалистов Украины и других стран, по результатам которого редакционная коллегия принимает решения о возможности их опубликования. Рукописи не возвращаются.

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 2 от 26 апреля 2010 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Корректоры: Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Е. С. Бондарчук, Я. А. Мамойко

Адрес редакции: 69063, Запорожье, ул. Жуковского, 64, тел. (061) 769-82-96, редакционно-издательский отдел

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

До відома авторів

Журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» занесено 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 Укрпшоти 23721.**

Журнал видається двічі на рік.

ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

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

Параметри сторінки:

- розмір сторінки – А4 (210×297);
- орієнтація – книжна;
- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;
- міжрядковий інтервал – 1,5;
- поля – 20 мм.

Структура статті

Послідовність розміщення матеріалу статті: індекс УДК; прізвище та ініціали автора(ів), назва статті (в тому числі англійською мовою); анотація, ключові слова трьома мовами: російською, українською та англійською; науковий ступінь; повна назва установи, в якій працює автор; місто; текст статті; перелік посилань. 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 розв'язання цієї проблеми і на якій ґрунтується автор, виділення не вирішених раніше частин загальної проблеми, яким присвячується стаття; формулювання мети статті (постановка завдання); виклад основного матеріалу дослідження з повним обґрунтуванням результатів; висновки з цього дослідження і перспективи подальших розробок у такому ж напрямку.

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

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

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

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

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

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

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

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

Формули

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

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

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

Перелік посилань

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

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

До редакції журналу слід подати:

- 1) роздруковану статтю у 2-х примірниках;
- 2) експертний висновок про можливість опублікування;
- 3) довідку про авторів;
- 4) рецензію на статтю;
- 5) диск CD-RW з текстом статті і файлами ілюстрацій або фірмову дискету 3,5' (у випадку відсутності складних рисунків). Файли з текстом статті та довідку про авторів можна висилати електронною поштою у вигляді архівних (ZIP, RAR – архіватором) файлів. Файл статті називати прізвищем автора латинськими літерами. Гонорар авторам не сплачується, рукописи, дискети, коректура та відбитки статей авторам не надсилаються. Редакція залишає за собою право на скорочення тексту статті без повідомлення авторів.

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ,

НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

Адреса редакції: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, ЗНТУ, редакція журналу.

Тел.: (061) 769-82-96 – редакційно-видавничий відділ.

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Гайдук С.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ТАНТАЛ	9
<i>Мазур А.В.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ Al-21,5 % Si СПЛАВА	15
<i>Беліков С.Б., Нарівський О.Е.</i> СТІЙКІСТЬ СТАЛІ AISI 321 ДО МІЖКРИСТАЛІТНОЇ КОРОЗІЇ ЗАЛЕЖНО ВІД ЇЇ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ	21
<i>Брехаря Г.П., Гуляева Т.В., Равлік А.Г., Авраменко Б.А., Николаева Т.Ю., Бовда О.М., Оніщенко Л.В.</i> ВПЛИВ СТИСКАЛЬНИХ НАПРУЖЕНЬ НА ФАЗОУТВОРЕННЯ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ КОМПАКТІВ СИСТЕМИ Nd-Fe-C,B,Cu	26
<i>Глотка О.А., Коваль А.Д.</i> СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ ЛЕГОВАНОЇ ВТОРИННИМ ВОЛЬФРАМОМ	33
<i>Кононенко Ю.И., Ольшанецкий В.Е.</i> О КИНЕТИКЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛАСТИНЧАТЫХ ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНЫХ СТРУКТУР ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА	37
<i>Куницкая И.Н., Спектор Я.И., Ольшанецкий В.Е.</i> ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ	45

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Розенберг О.А., Шейкин С.Е., Сохань С.В.</i> ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ДЛЯ ИМПЛАНТАТОВ КОСТНОЙ ХИРУРГИИ	50
<i>Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Пархоменко А.В., Дикий К.Л.</i> ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА Мл-5	55
<i>Андреанов А.Ю., Орлянский Д.А.</i> ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА КОЭФФИЦИЕНТ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ ЭПОКСИДНОГО КОМПОЗИТА	59
<i>Мищенко В.Г., Лазечный И.Н., Лякишев В.Ю.</i> ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ ЖАРОСТОЙКИЕ СТАЛИ ДЛЯ НАГРЕВАТЕЛЕЙ ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ	63

Нестеров О.В., Климов О.В., Грешта В.Л.
ПЕРСПЕКТИВИ РОЗШИРЕННЯ МАРОЧНОГО СКЛАДУ ФЕРИТНИХ КOROZO-ЖАРОСТІЙКИХ
СТАЛЕЙ ДЛЯ ВИРІШЕННЯ ПРАКТИЧНИХ ЗАДАЧ ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ 68

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Григорьев Д.С.
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ
ВОЛЬФРАМОВОГО КОНЦЕНТРАТА 72

Косинский В.В.
ПРИЧИНЫ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ ТЕЛ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ПРОПИТКИ ИХ ВЯЗКИМИ СРЕДАМИ 76

Середа Б.П., Ткаченко С.Н.
СИЛИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА И СТАЛИ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА 84

Цивирко Э.И., Григорьев Д.С.
НЕКОТОРЫЕ ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ УГЛЕРОДОТЕРМИЧЕСКОМ
ВОССТАНОВЛЕНИИ СМЕСИ ОКАЛИНЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ С ДОБАВКАМИ
ШЕЕЛИТОВОГО КОНЦЕНТРАТА 90

Винниченко В.С., Ольшанецкий В.Е., Ткаченко А.В.
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРИСАДКИ ДВУОКСИ ТОРИЯ
МЕТОДОМ ПРОПИТКИ В ПРОИЗВОДСТВЕ ТОРИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ 95

Дурягіна З.А., Тепла Т.Л.
МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ КOROЗІЙНО-МЕХАНІЧНОЇ ТРИВКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН
ЕНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛАДНАННЯ ЗА ДОПОМОГОЮ ПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ 99

Биковський О.Г., Бриков М.М.
СУЧАСНИЙ СТАН І ТЕНДЕНЦІЇ У РОЗВИТКУ ЗВАРЮВАННЯ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ
З МАТРИЦЕЮ ІЗ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ (огляд) 104

Иванов А.В., Чигиринский В.В., Логозинский И.Н., Козлов О.Е.
ПРОКАТКА КРУГОВ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА С НЕОДНОРОДНЫМ
ТЕМПЕРАТУРНЫМ ПОЛЕМ 112

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

Левчук С.А.
МОДЕЛЮВАННЯ СИМЕТРИЧНОГО НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ СКЛАДЕНОГО
ТІЛА З ДВОХ ПЛАСТИН, З'ЄДНАНИХ ПІД ПРЯМИМ КУТОМ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ
ТИПУ ГРІНА 116

Цегельник Е.В., Островский Е.К., Гарин В.О.
ГАЗОДИНАМИЧЕСКИЙ ЗАТВОР АТМОСФЕРНОГО ВОЗДУХА В ИСТОЧНИКАХ
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ – ПЛАЗМОТРОНАХ 120

Можаев П.И., Швец Е.Я., Михайлин В.Н., Веревкин Л.Л., Светанько Н.В.
МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭКРАНИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОЦИНКОВЫХ ФАЗ
В ДИФфуЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЯХ 124

<i>Агафонов С.А., Костюшко И.А.</i> ДИНАМИКА РОТОРА ПРИ ДЕЙСТВИИ УПРУГОЙ СИЛЫ С ГИСТЕРЕЗИСОМ	127
<i>Беспалько С.А., Йовченко А.В., Поляков С.П., Губарь Е.Я., Шкаруба О.С.</i> ДИНАМИКА НЕСТАЦИОНАРНОГО ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОСТИ В АКТИВНОЙ ЗОНЕ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ТЕПЛОГЕНЕРАТОРА	131
<i>Сабо И.И., Толоч В.А.</i> СХОДИМОСТЬ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О ШТАМПЕ МЕТОДОМ НАЧАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ	135
<i>Шамровский А.Д., Егармина Л.Н.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ВОЛНЫ В СТЕРЖНЕ С ПОМОЩЬЮ УТОЧНЕННЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ	139
<i>Дядя С.И., Гончар Н.В., Степанов Д.Н., Черный В.И., Алексеенко О.В.</i> ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА ПОЛИМЕРНО-АБРАЗИВНОГО ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВЫПОЛНЕНИЯ ОТДЕЛОЧНЫХ ОПЕРАЦИЙ	145
<i>Залого В.О., Зінченко Р.М., Залого О.О., Васильев Я.О., Маєвський А.В., Ніколаєв Я.Ю.</i> ДОСВІД СТВОРЕННЯ САПР ПІДШИПНИКА ТА ЗУБЧАТОГО КОЛЕСА В СИСТЕМІ POWERSHAPE	149

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Труфанов И.Д., Михайлова Т.И., Шмырко В.И., Дудник Г.И.</i> СНИЖЕНИЕ НАПРЯЖЕННОСТИ АККОМОДИРУЮЩЕГО АППАРАТА ГЛАЗ ОПЕРАТОРА ПЕРСОНАЛЬНОГО КОМПЬЮТЕРА (ПК)	153
<i>Плескач В.М.</i> ТЕРМІНОЛОГІЧНІ ПОМИЛКИ ОФІЦІЙНИХ ДОКУМЕНТІВ	157

До ювілею кафедри фізичного матеріалознавства та її засновника Б. С. Натапова (100 років від дня народження)

У вересні цього року виповнюється 100 років від дня народження відомого українського вченого, засновника кафедри «Металознавство та термічна обробка металів» (тепер вона має назву «Фізичне матеріалознавство») і є теж ювіляром – 65 років) доктора технічних наук, професора, заслуженого діяча вищої школи НАТАПОВА БОРИСА СОЛОМОНОВИЧА, якого вже 15 років немає з нами і якого ми, його учні, згадуємо із вдячністю і великою повагою.

Після закінчення навчання в Запорізькому інституті сільгоспмашинобудування (у 1933 р.) він працював інженером – термістом на Кіровоградському заводі «Червона зірка», а потім – на Запорізькому заводі авіаційних двигунів (тепер ВАТ «Мотор Січ»). На початку війни (1941 р.) разом із заводом евакуювався в м. Омськ, де в складних умовах виробництва йому вдалося займатися дослідницькою роботою, оптимізацією режимів хіміко-термічної обробки деталей зі сталі 18Х2Н4А та технологією їх гартування. В 1944 р. за свої науково – технічні розробки отримав ступінь кандидата технічних наук. У березні 1945 р. Натапов Б. С. повертається з евакуації і створює в Запорізькому машинобудівному інституті (нині це Національний технічний університет) кафедру «Металознавство та термічна обробка металів».

Співробітники кафедри під керівництвом Б. С. Натапова наполегливо працювали разом з інженерами, робітниками цехів та центральних заводських лабораторій таких гігантів промисловості, як «Запоріжсталь», «Дніпроспецсталь», а також продовжили наукову співпрацю з підприємствами машинобудівного профілю – «Мотор Січ» та автомобільним заводом «Комунар» (тепер «Автозас»), що фактично привело до створення запорізької наукової школи під керівництвом Бориса Соломоновича, якій вдалося вирішити багато складних науково – виробничих проблем. Співпраця здійснювалася за напрямками: дослідження процесів старіння в низьковуглецевих сталях для автомобільної промисловості; розробка заходів для покращення властивостей інструментальних сталей, розробка хімічного складу і технології термічної обробки різноманітних сталей (теплостійких цементовних ДИ2, ДИ3, ДИ4, ДИ45, теплостійкої підшипникової ДИ31, жароміцної ДИ1 для дисків турбін авіадвигунів) і жароміцних сплавів на нікелевій основі ЗМИ1, ЗМИ2, ЗМИ3 з високою стійкістю до високотемпературної газової корозії; розробка і дослідження феритних неіржавіючих сталей ДИ5, ДИ11, 08Х8СЮТч, високожароміцних композиційних матеріалів з металевою матрицею, армованих волокнами із вольфрамових сплавів.

Наслідком великої наукової діяльності колективу, створеного Б. С. Натаповим, стали не тільки суттєві науково – технічні напрацювання і досягнення, але й поява наукової школи та значної когорти вчених-матеріалознавців. За період існування кафедри і металознавської школи, заснованої Б. С. Натаповим, захищені 4 докторські і 42 кандидатські дисертації.

З 1983 р. кафедру фізичного матеріалознавства очолює професор Коваль А. Д., вихованець кафедри, який пройшов шлях від лаборанта до професора, доктора технічних наук, академіка АІНУ, заслуженого діяча науки і техніки. Науковий потенціал Ковалю А. Д. повною мірою розкрився після того, як він очолив напрямок з розробки і дослідження жароміцних, корозійностійких сплавів на нікелевій основі, призначених для лопаток гарячого тракту газотурбінних установок.

З кожним роком авіаційне машинобудування стає все більш наукоємною галуззю, успішний розвиток і конкурентна здатність якої неможливі без проведення, опробування і впровадження у виробництво результатів фундаментальних і прикладних досліджень у галузі матеріалознавства.

Майже 50 років вчені ЗНТУ разом зі співробітниками ВАТ «Мотор Січ» проводять дослідження з підвищення ресурсу лопаток ГТД формуванням сприятливої структури в жароміцних нікелевих сплавах.

На основі комплексних досліджень закономірностей високотемпературної корозії розроблені і впроваджені у виробництво корозійностійкі нікелеві сплави (ЗМИ3, ЗМИ3У – ВИ і ін.). Вони використовуються як матеріал для відповідальних деталей наземних газотурбінних двигунів.

Прикладні роботи кафедри одночасно з розробкою сплавів для газотурбінної техніки спрямовані на дослідження і впровадження в аерокосмічну галузь жароміцних металокомпозитів. Цей напрямок на кафедрі очолює д.т.н. проф. В. Ю. Ольшанецький. При проведенні робіт у цій галузі кафедра активно співпрацювала і продовжує працювати в цьому напрямку разом з провідними підприємствами України і Росії: КБ «Південне» (м. Дніпропетровськ), ЗМКБ «Прогрес», ВАТ «Мотор Січ» (м. Запоріжжя), НПО «Енергія» (м. Москва) тощо.

Так що справа вчителя продовжує існувати у роботах його учнів. Нехай усе добре, що пов'язане з ім'ям і працею Б. С. Натапова, стане прикладом для всіх, хто його пам'ятає і шанує в повсякденному житті.

Ректор С. Б. Беліков

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 669.245.018: 620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ТАНТАЛ

Оценено влияние тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление высокотемпературной ползучести, исследована динамика структурных превращений. Приведены результаты сравнительных испытаний на длительную прочность монокристаллических образцов модельных составов, содержащих тантал в исследованном диапазоне легирования, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала. Оптимизировано содержание тантала в сплаве ЗМИ-3У по лучшим показателям прочностных характеристик.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, направленная (моно) кристаллизация, термическая обработка, высокотемпературная ползучесть, кривая ползучести, длительная прочность, время до разрушения, структурные превращения.

Введение

В настоящее время литые анизотропные лопатки широко применяются в авиационном газотурбостроении, где они используются уже в течение 25 лет, причем в последние 15 лет – монокристаллические. По мере совершенствования и удешевления технологического процесса область применения таких лопаток расширилась в стационарном газотурбостроении [1–5].

Повышение мощности и КПД современных энергетических и газоперекачивающих установок возможно лишь за счет повышения начальной температуры газа на входе в турбину. Повышение рабочих температур газотурбинных установок приводит к повышению уровня термических напряжений, поэтому требования к прочностным характеристикам жаропрочных никелевых сплавов постоянно возрастают [4–7]. Для материалов газовых турбин, выдерживающих длительное воздействие высоких температур и напряжений, контролирующими факторами являются сопротивление высокотемпературной ползучести и структурная стабильность. Наибольший интерес представляет получение функциональных зависимостей ползучести от температуры, напряжения и времени [8]. Вместе с тем известно, что большое влияние на прочностные характеристики оказывает основная упрочняющая γ' -фаза, поведение которой при высоких температурах и длительных выдержках в условиях высокотемпературной ползучести определяет работоспособность сплава в целом [4–6, 8].

На каждом новом этапе развития жаропрочных никелевых сплавов повышение их температурной способности за счет повышения сопротивления высокотемпературной ползучести становится все более трудной разрешимой задачей и требует для своей практической реализации значительных финансовых затрат. Использование перспективных легирующих элементов для модернизации известных промышленных марок жаропрочных никелевых сплавов повышает прочностные характеристики, но при этом увеличивает их стоимость. Поэтому промышленное использование таких модернизированных сплавов должно определяться, в первую очередь, экономической целесообразностью [1, 2, 4–8].

Методика проведения исследований

Основная задача – оценка влияния тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследуемом диапазоне легирования на сопротивление высокотемпературной ползучести и динамику структурных превращений с целью оптимизации его содержания для повышения уровня прочностных характеристик.

Для этой цели на базе паспортной шихтовой заготовки сплава ЗМИ-3У отливались монокристаллические образцы модельных составов «1»–«5» с различным содержанием тантала с концентрационным шагом 1 % по массе в диапазоне от 1 до 5 % методом направленной (моно) кристаллизации на установке УВНК-8П в соответствии с серийной технологией, со скоростью перемещения формы $\bar{V} = 10$ мм/мин в

Таблица 1 – Химический состав опытных плавок

№ состава	Содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	B	Y	La	Ni
0	0,08	13,3	3,3	4,8	0,8	7,2	5,0	–	0,009	0,03	0,01	Осн.
1	0,07	13,1	3,4	4,7	0,7	6,9	5,1	0,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
2	0,07	13,2	3,6	4,6	0,8	7,0	4,9	1,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
3	0,08	13,5	3,5	4,6	0,7	6,9	4,8	2,8	0,009	0,03	0,01	Осн.
4	0,06	13,0	3,6	4,4	0,7	7,2	5,0	3,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
5	0,07	13,2	3,5	4,5	0,8	7,1	5,1	4,8	0,008	0,03	0,01	Осн.

жидкометаллическом кристаллизаторе (расплав алюминия). Заливка осуществлялась в специальные керамические формы с предварительно установленными внутри стартовыми кристаллами (затравками) из сплава бинарной системы Ni-W.

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

Сплав ЗМИ-3У без тантала (состав «0») соответствовал среднемарочному паспортному составу [9]. Каждый следующий по номеру опытный состав от «1» до «5» содержал тантала на 1 % по массе больше, чем предыдущий.

Литые заготовки монокристаллических образцов опытных составов проходили 100 % контроль макроструктуры путем травления в растворе, содержащем хлорное железо (700–800 г), соляную кислоту (120–150 см³) и воду до 1 дм³, а также контроль кристаллографической ориентировки (КГО) на установке ДРОН-3М. Контроль кристаллографической ориентации показал, что монокристаллические образцы всех опытных составов имели допустимое отклонение от основного направления [001] на угол не более, чем $\alpha \leq 10^\circ$.

На основании результатов, полученных методом дифференциального термического анализа (ДТА), литые заготовки образцов опытных составов термически обрабатывались в вакууме или нейтральной атмосфере, в соответствии с индивидуальными режимами. Первая ступень термической обработки (ТО), высокотемпературная гомогенизация ($t_{ГОМ}^I$), для каждого опытного состава назначалась индивидуально, внутри интервала между температурами эвтектических превращений ($t_{ЭВТ}$) и конца ($t_{КР. \gamma}$) растворения γ' -фазы, по формуле: $t_{ГОМ}^I = t_{КР. \gamma} + 15^\circ\text{C}$. Вторая ступень термообработки, низкотемпературная гомогенизация ($t_{ГОМ}^{II}$), всем опытным составам была проведена при одинаковой температуре $t_{ГОМ}^{II} = 1050^\circ\text{C}$, с учетом технологической температуры нанесения защитного покрытия [10]. Для сплава ЗМИ-3У (состав «0») термическая обработка проводилась в соответствии с паспортным режимом [9]. В дальнейшем испытания на длительную прочность образцов опытных составов, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У, проводились после термообработки.

Для оценки влияния тантала на сопротивление высокотемпературной ползучести образцы опытных составов, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала, испытывались в одинаковых условиях при длительном воздействии различных температур и статических напряжений. Сравнительные испытания на длительную прочность проводились на стандартных цилиндрических образцах с рабочей частью (диаметр Ж 5 мм, длина $l = 25$ мм) в температурном диапазоне 800–1000 °С на машинах АИМА-5-2 и ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145-81) путем одноосного растяжения при постоянной нагрузке, с одновременной записью кривых ползучести. Относительное удлинение образцов фиксировалось с помощью механических тензометров. При каждом уровне напряжений испытывалось по 3–5 образцов. По характеру кривых, изменению продолжительности отдельных стадий оценивалось влияние тантала на сопротивление высокотемпературной ползучести образцов опытных составов, по сравнению со сплавом ЗМИ-3У без тантала.

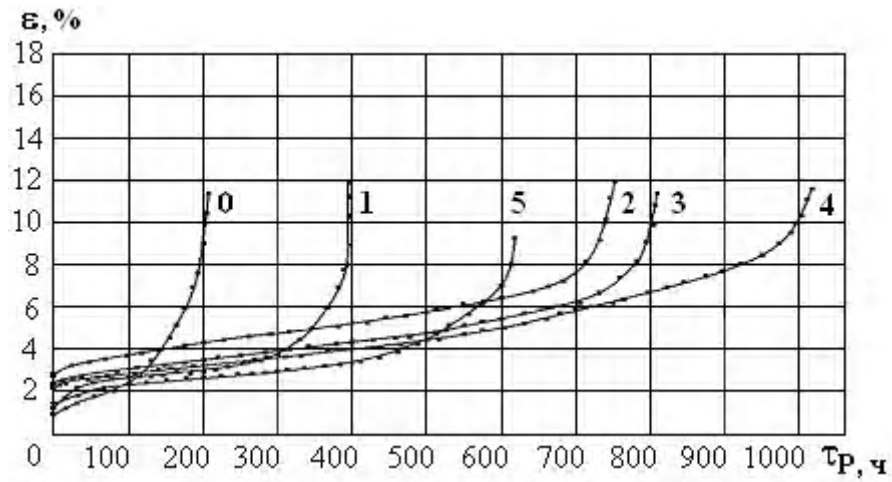
Исследование динамики структурных превращений в образцах опытных составов в условиях высокотемпературной ползучести осуществлялось с помощью метода электронной микроскопии на растровом микроскопе JEOL JSM-6360LA при увеличениях $\times 2000$, $\times 3000$, $\times 5000$, $\times 10000$.

Результаты исследований и их обсуждение

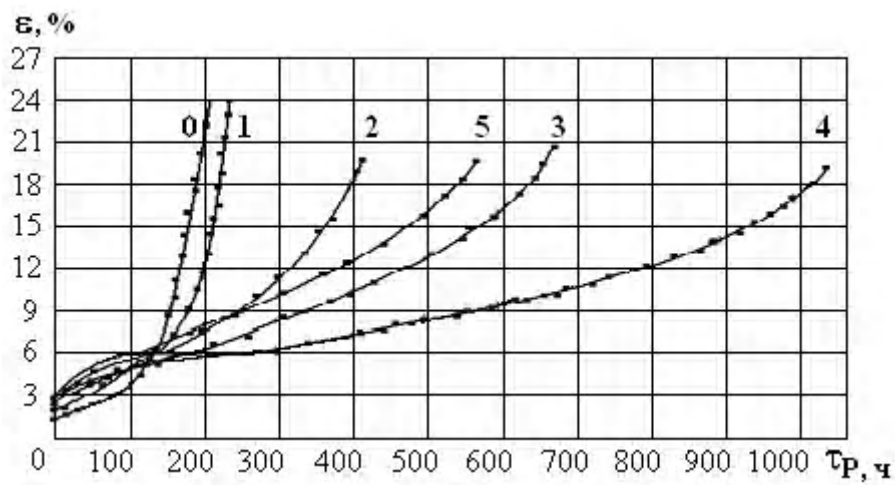
Сравнительная оценка скорости ползучести на разных стадиях, времени до разрушения образцов опытных составов имеет большое значение при определении оптимальной концентрации тантала в сплаве ЗМИ-3У. На рис. 1 представлены кривые ползучести образцов опытных составов «1»–«5» с направленной (моно) [001] структурой, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала (состав «0»), полученные в процессе испытаний на длительную прочность при температурах $t = 800, 900$ и 1000°C и напряжениях $\sigma = 450, 250$ и 120 МПа соответственно.

Анализ результатов показал, что механизм высокотемпературной ползучести на разных стадиях зависит от большого числа факторов и не остается постоянным, что затрудняет его объяснение в рамках известных теоретических зависимостей.

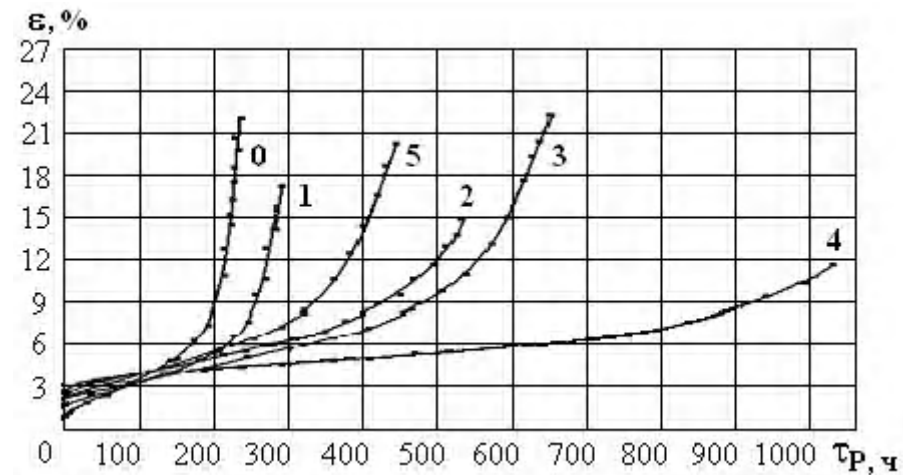
На рис. 1 видно, что образцы сплава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала не показывают максимальное время до разрушения, хотя опытный состав «5» обладает самым высоким содержанием тантала, по сравнению с осталь-



a



б



в

Температура испытаний: а – $t = 800$ °С; б – $t = 900$ °С; в – $t = 1000$ °С

Рис. 1. Влияние тантала на время до разрушения (моно) образцов [001] опытных составов:

0 – ЗМИ-3У без Та; 1 – ЗМИ-3У + 0,9 % Та; 2 – ЗМИ-3У + 1,9 % Та;
3 – ЗМИ-3У + 2,8% Та; 4 – ЗМИ-3У + 3,9 % Та; 5 – ЗМИ-3У + 4,8 % Та

ными опытными составами (см. табл. 1). По всей видимости, это связано с тем, что в структуре состава «5» увеличилась структурная неоднородность за счет выделения после кристаллизации большего количества неравновесной эвтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$, а также избыточных фаз, обогащенных танталом, типа Ni_8Ta , Ni_3Ta [11, 12]. Это обуславливает большую разноразмерность выделившихся частиц γ' - фазы и изменение соотношения их объемных долей в микроструктуре после термообработки. При этом участки, расположенные рядом с эвтектикой $\gamma + \gamma'$, обеднены танталом, что повышает диффузионную проницаемость в данных областях, приводя к увеличению темпов разупрочнения и снижению длительной прочности.

Вместе с тем, снижение времени до разрушения образцов состава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала, по сравнению с опытными составами, содержащими 1,9 %, 2,8 %, 3,9 % тантала, связано и с границей эвтектика – матрица, которая также обладает повышенной диффузионной проницаемостью, по сравнению с основной матрицей сплава.

На первой стадии ползучести основное влияние оказывает диффузионная ползучесть. На этом этапе ползучести изменение плотности частично можно связать с увеличением плотности дислокаций. Вторая стадия ползучести контролируется переползанием дислокаций при равновесной концентрации вакансий. На второй стадии установившейся ползучести плотность дислокаций находится на постоянном уровне. По всей видимости, на этом этапе происходит неравномерное распределение плотности дислокаций в структуре. При этом более высокая плотность дислокаций образуется на субграницах. Третья стадия ползучести контролируется переползанием дислокаций в условиях, когда концентрация вакансий превышает равновесное значение. Для практических целей наиболее важной является вторая стадия установившейся ползучести.

Сравнительный анализ кривых ползучести (см. рис. 1) показал, что при содержании в сплаве ЗМИ-3У 4,8 % тантала (состав «5») инкубационный период I-й стадии ползучести уменьшается в 3–4 раза, по сравнению с образцами сплава ЗМИ-3У без тантала (со-

став «0»). Действие повышенного деформационного упрочнения в структуре образцов состава «5» на I-й стадии ползучести, вероятно, обусловлено появлением более высокой концентрации напряжений, за счет увеличения структурной неоднородности, что впоследствии является причиной снижения времени до разрушения образцов, по сравнению с опытными составами с 1,9 %, 2,8 %, 3,9 % тантала. Установлено, что максимальный инкубационный период I-й стадии ползучести наблюдается у образцов сплава ЗМИ-3У без тантала при всех температурах испытаний.

Это в дальнейшем приводит к снижению времени до разрушения образцов за счет увеличения скорости ползучести на II-й и III-й стадиях, по сравнению со всеми опытными составами, содержащими тантал (см. рис. 1).

Сравнительный анализ кривых ползучести показал, что время до разрушения образцов состава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала увеличивается в среднем в 5 раз, по сравнению с образцами сплава ЗМИ-3У без тантала. Это является следствием сочетания двух факторов: снижением скорости ползучести на II-й установившейся стадии (увеличение времени ее продолжительности в 5–6 раз), и заметным расширением III-й стадии ползучести, за счет увеличения времени ее продолжительности в 2–3 раза.

По сравнению с образцами сплава ЗМИ-3У без тантала, длительная пластичность образцов состава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала снижается на 5–6 %. При этом следует отметить, что все составы, содержащие тантал, обладают достаточно высоким запасом пластичности за счет того, что выделения неравновесных фаз в междендритных объемах находятся в окружении сравнительно мягкой монокристаллической матрицы.

Анализ микроструктуры образцов состава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала, показавших максимальное время до разрушения после 100-часовых испытаний на длительную прочность при температурах $t = 800, 900, 1000$ °C и напряжениях $\sigma = 600, 450, 180$ МПа, показал, что в условиях высокотемпературной ползучести частицы γ' - фазы, срастаясь в пластины, приобретают вытянутую форму в виде рафт-структуры, ориентированной перпендикулярно оси приложенного напряжения (рис. 2).

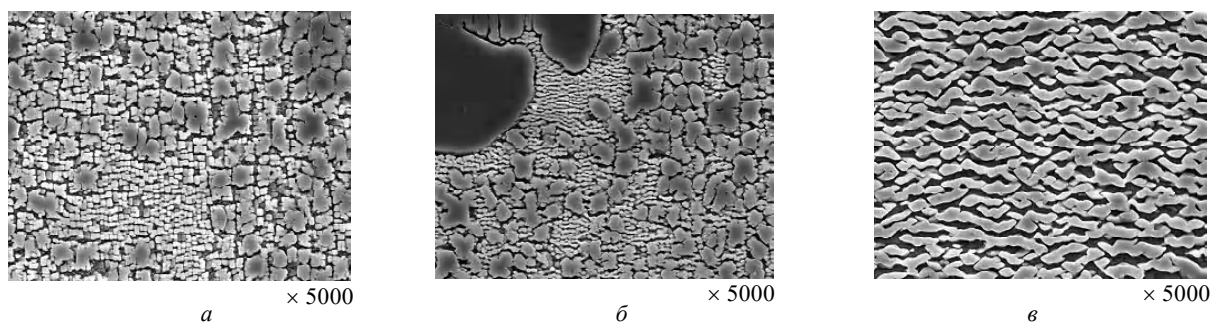


Рис. 2. Микроструктура монокристаллических образцов сплава ЗМИ-3У с оптимальным содержанием 3,9 % тантала (состав «4») после испытаний на 100-часовую длительную прочность:

$a - t = 800$ °C, $y = 600$ МПа; $б - t = 900$ °C, $y = 250$ МПа; $в - t = 1000$ °C, $y = 180$ МПа

Кинетика формирования структуры в условиях высокотемпературной ползучести зависит от температуры испытания и величины приложенного напряжения. Как правило, дисперсные частицы γ' - фазы способны тормозить дислокации и препятствовать развитию ползучести. При этом частицы γ' - фазы коагулируют и коалесцируют, вытягиваясь в направлении, перпендикулярном растягивающим напряжениям.

На рис. 2 видно, что механизм ползучести при разных температурах испытаний и напряжениях не остается неизменным. Так, после выдержки монокристаллических образцов опытного состава «4» в условиях ползучести при температуре $t = 800$ °C и напряжении $\sigma = 600$ МПа, рафт-структура практически не формируется. В основном, в структуре происходит коагуляция более крупных частиц γ' - фазы, не растворившихся после второй ступени гомогенизации. Частицы приобретают неправильную форму, без ориентации по отношению к приложенной нагрузке (рис. 2, а). Однако наблюдаются незначительные участки направленного срастания (коалесценции) мелкодисперсных частиц γ' - фазы, ориентированных перпендикулярно действующим напряжениям.

После выдержки образцов состава «4» в условиях ползучести при температуре $t = 900$ °C и напряжении $\sigma = 250$ МПа анализ структуры показал, что частичное формирование рафт-структуры происходит в большем объеме преимущественно в зонах, окружающих выделение эвтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$, за счет анизотропного срастания мелкодисперсных частиц γ' - фазы перпендикулярно растягивающим напряжениям. При этом наблюдается коагуляция более крупных частиц γ' - фазы, не растворившихся после второй ступени гомогенизации, которые приобретают неправильную форму, без ориентировки по отношению к действующей нагрузке (рис. 2, б).

После выдержки образцов состава «4» в условиях ползучести при температуре $t = 1000$ °C и напряжении $\sigma = 180$ МПа анализ микроструктуры показал, что морфология частиц γ' - фазы полностью изменяется. Вместо кубическо-сферической морфологии, частицы приобретают вытянутую форму в направлении, перпендикулярном к действию растягивающих напряжений. Происходит полное формирование рафт-структуры – анизотропная коагуляция и коалесценция частиц γ' - фазы и потеря ими правильной геометрической формы (см. рис. 2, в).

Установлено, что в монокристаллических образцах сплава ЗМИ-3У без тантала рафт-структура, в основном, формируется на I-й стадии неустановившейся ползучести в течение нескольких десятков часов, за счет существенного изменения растворимости частиц γ' - фазы и значительного ускорения диффузионных процессов, по сравнению с опытными составами «1»–«5», содержащими тантал. В то же время в образцах опытных составов, содержащих тантал, оставшаяся в большем количестве часть γ' - фазы деградирует пре-

имущественно на II-й стадии установившейся ползучести. Начиная с середины II-й стадии ползучести, деградация γ' - фазы в структуре образцов достигает ~ 60 %.

При температуре испытания $t = 800$ °C и напряжении $\sigma = 600$ МПа преобладает механизм перерезания и огибания частиц дислокациями, и, по всей видимости, скорость ползучести зависит как от размера частиц γ' - фазы, так и от расстояния между ними. При этом длительная прочность обеспечивается преимущественно мелкодисперсными частицами γ' - фазы, которые выделяются из пересыщенного γ - твердого раствора после второй ступени термообработки, низкотемпературной гомогенизации (см. рис. 2, а).

При температуре испытания $t = 900$ °C и напряжении $\sigma = 250$ МПа длительная прочность, в большей степени, обеспечивается оптимальным размером частиц γ' - фазы, которая, в основном, формируются после первой ступени термообработки, высокотемпературной гомогенизации (см. рис. 2, б).

При температуре испытания $t = 1000$ °C и напряжении $\sigma = 180$ МПа, когда преобладает механизм переползания дислокаций, определяющий скорость ползучести монокристаллических образцов, длительная прочность, в большей степени, обеспечивается крупными частицами γ' - фазы, которые формируются после двухступенчатой гомогенизации (см. рис. 2, в).

Исследование механизма высокотемпературного разрушения при растяжении монокристаллических образцов опытного состава «4», обладающего лучшими прочностными характеристиками, показало, что крупные эвтектические выделения $\gamma + \gamma'$, окруженные слабо упрочненными областями, служат основными центрами зарождения и роста трещин (рис. 3).

Металлографический анализ показал, что микротрещины развиваются как с поверхности, преимущественно по межфазной границе карбид-матрица (рис. 3, а), так и внутри объема, по границе матрица-эвтектика $\gamma + \gamma'$, а также могут начинаться с микропор, образовавшихся после ТО на месте растворившейся эвтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$ (рис. 3, б).

Установлено, что образованию микропор предшествует формирование тонкой нетравящейся светлой зоны как вокруг карбидов, так и по границам эвтектики $\gamma + \gamma'$, вследствие локального перераспределения в этих местах легирующих элементов. В процессе высокотемпературной ползучести плотность сплава уменьшается прямо пропорционально деформации. Одной из причин уменьшения плотности является образование и постепенное накапливание пор. Так как поры являются эффективным стоком вакансий вдоль карбидных частиц и выделений эвтектики $\gamma + \gamma'$, то на этой стадии в структуре образуются цепочки пор, которые впоследствии объединяются в магистральную трещину.

Анализ микроструктуры излома (рис. 3, в) показал, что процесс разрушения монокристаллических образ-

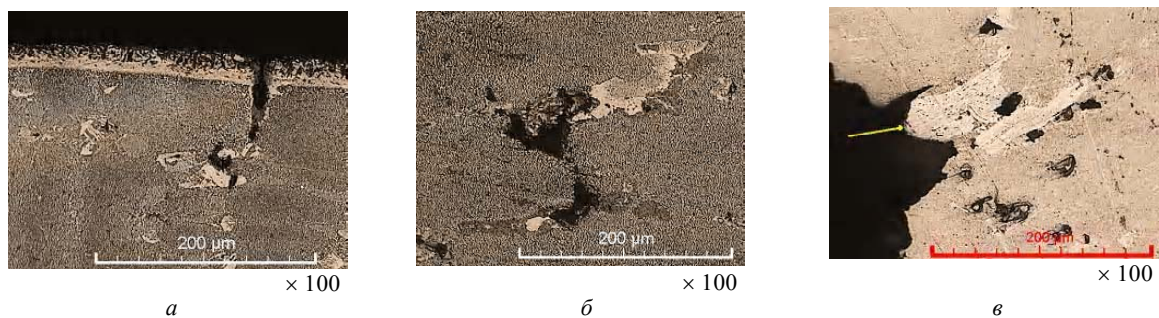


Рис. 3. Кинетика развития микротрещин в монокристаллических образцах сплава ЗМИ-3У с 3,9 % тантала (состав «4») в процессе испытаний на длительную прочность:

а – поверхностная трещина по границе матрица-карбид; *б* – внутренняя трещина по границе матрица-эвтектика $\gamma + \gamma'$; *в* – типичная микроструктура излома

цов начинается с образования микротрещин в местах слияния пор в светлых, нетравящихся областях, по границам эвтектики $\gamma + \gamma'$ и цепочкам карбидных частиц, ориентированных перпендикулярно к действующей нагрузке. В связи с тем, что карбидная фаза сосредоточена в междендритных пространствах, именно у карбидных частиц возникают первые нарушения сплошности в процессе деформации.

С увеличением степени деформации микротрещины развиваются, соединяясь друг с другом в междендритных пространствах. Формирование подобной структуры приводит к охрупчиванию и разрушению материала. При этом излом имеет межфазный характер, на поверхности которого наблюдаются фасетки скола квадратной и прямоугольной формы.

Микротрещины развиваются в плоскостях, перпендикулярных осям дендритов I-го порядка, параллельно осям дендритов II-го порядка. Происходит подрастание этих микротрещин и торможение их у дендритов I-го порядка. В результате этого происходит ослабление рабочего сечения и перераспределение нагрузки между дендритами I-го порядка и междендритной областью. В итоге, возникают зоны резкой концентрации напряжений в осях дендритов I-го порядка у вершины заторможенной трещины. Вследствие этого происходит надрыв дендрита, и трещина прорастает через ось дендрита I-го порядка. Вероятно, данный процесс может идти последовательно или параллельно в зависимости от уровня приложенного напряжения через все оси I-го порядка одного сечения рабочей части образца. При этом эвтектические выделения, располагаясь в межосных пространствах, как бы залечивают эти области, по которым происходит разрушение в условиях высокотемпературной ползучести.

Перечень ссылок

1. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932 – 2007. Юбилейный научно-технический сборник; под общ. ред. акад. РАН Е. Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2007. – 438 с.

2. Каблов Е. Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД / Е. Н. Каблов, С. Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. – Январь–февраль. – С. 34–37.
3. Рабочие лопатки турбин высокого давления современных двигателей гражданской авиации / [А. Г. Братухин, Д. А. Огородников, Б. Е. Карасев и др.] // Авиационное двигателестроение. – 1994. – № 1. – С. 1–27.
4. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Каблов Е. Н. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
5. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / [Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др.]. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.
6. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / [Б. Е. Пагон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.]. – К.: Наук. думка, 1987. – 256 с.
7. Симс Ч. Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Симс Ч. Т., Столофф Н. С., Хагель У. К.; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1, 2. – 384 с.
8. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М.: Машиностроение, 1998. – 464 с.
9. Паспорт на жаропрочный коррозионноустойчивый никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др.: утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.
10. Беликов С. Б. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
11. Гайдук С. В. Особенности влияния тантала на структуру и свойства никелевых сплавов / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 16–19.
12. Исследование структуры и свойств монокристаллов жаропрочного никелевого сплава с переменной концентрацией тантала до и после длительного теплового воздействия / [С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Л. К. Дорошенко и др.] // Вестник двигателестроения. – 2005. – № 3. – С. 150–154.

Одержано 27.01.2010

S. V. Gayduk

INVESTIGATION OF STRUCTURE TRANSFORMATIONS DYNAMICS INFLUENCE ON HIGH-TEMPERATURE CREEP STRENGTH OF NICKEL-BASE TANTALUM CONTAINING SUPERALLOYS

Оцінено вплив танталу в сплаві ЗМІ-3У на опір до високотемпературної повзучості, досліджена динаміка структурних перетворень. Наведені результати порівняльних випробувань на довготривалу міцність монокристалічних зразків модельних складів, що містять тантал у дослідженому діапазоні легування, порівняно зі сплавом ЗМІ-3У без танталу. Оптимізовано вміст танталу в сплаві ЗМІ-3У за кращими показниками характеристик міцності.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, спрямована (моно) кристалізація, термічна обробка, високотемпературна повзучість, крива повзучості, довготривала міцність, час до руйнування, структурні перетворення.

The tantalum influence on high-temperature creep strength has been evaluated for superalloy ЗМІ-3У. The structure transformation dynamics has been investigated. The comparative test results of long-term strength of the experimental chemical compositions monocrystalline specimens containing tantalum within the investigated range of alloying in comparison with tantalum free superalloy ЗМІ-3У have been represented. The tantalum content has been optimized for superalloy ЗМІ-3У considering the best strength characteristics.

Key words: nickel-base superalloys, directional (mono) crystallization, heat treatment, high-temperature creepage, creep curve, long-term strength, time to rupture, structure transformations.

УДК 669.541

Канд. техн. наук А. В. Мазур

Технологический университет, г. Хельсинки, Финляндия

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ Al-21,5 % Si СПЛАВА

При рентгенофазовом *in-situ* исследовании двойного Al – 21,5 масс. % Si сплава в полужидком состоянии после охлаждения от 830 до 610 °C и длительной изотермической выдержке при 610 °C обнаружены рефлексы от α -Al и β -Si кристаллических фаз, рассеянное отражение от жидкой фазы и интерференции от неизвестной кристаллической фазы, которая идентифицирована как метастабильная тетрагональная $L2_a$ фаза. В сплаве, нагретом до 610 °C из области твердого состояния, $L2_a$ фаза не обнаружена.

Ключевые слова: термовременная обработка, расплав, фазовый состав, $L2_a$ фаза, кластер.

Введение

Литейные сплавы на базе системы Al-Si в машиностроении имеют важное значение и занимают большой сегмент рынка продукции. Однако процессы формирования их структуры на ранних этапах кристаллизации не нашли однозначной трактовки вплоть до настоящего времени. Данные о присутствии метастабильных фаз в двойных силуминах и о микрогетерогенном состоянии расплавов периодически публиковались в мировой прессе и ранее [1–5], однако однозначного подтверждения или опровержения эти результаты не получили. В этой работе фазовый со-

став двойного заэвтектического силумина был исследован методом рентгенофазового анализа *in-situ* в полужидком состоянии.

Методика эксперимента

Двойной сплав Al-21,5 Si приготовили с использованием монокристаллического кремния (99,99 %) и высокочистого алюминия (99,95 %) в печи сопротивления с контролируемой гелиевой атмосферой при 1037 ± 5 °C в алундовом тигле.

Рентгенофазовый анализ проводили на Θ - Θ дифрактометре с $Mo K_{\alpha}$ излучением с длиной волны

$\lambda = 0,71069 \text{ \AA}$ с графитовым монохроматором. Пучок с энергетическими параметрами 40kV, 30mA направляли на поверхность образца под углом в интервале $\Theta = 10 \dots 60^\circ$.

Температурно-временную обработку одного и того же образца проводили по двум режимам. Первый из них предусматривал плавление образца, перегрев расплава до $1037 \pm 2^\circ\text{C}$, охлаждение со скоростью 10 K/c до $830 \pm 2^\circ\text{C}$ и последующую изотермическую выдержку в течение 120 мин. Затем образец охлаждали до $610 \pm 2^\circ\text{C}$ со скоростью 10 K/c, выдерживали изотермически еще 120 мин и снимали дифрактограмму с пошаговым интервалом $0,02^\circ$ и числом измерений в каждом шаге не менее 12. Второй режим термовременной обработки того же образца отличался от первого тем, что образец после обработки по первому режиму охлаждали до комнатной температуры, затем его нагревали до $610 \pm 2^\circ\text{C}$ со скоростью 10 K/c в двухфазную область диаграммы состояния и после 120 минутной изотермической выдержки снимали дифрактограмму. В целом экспериментальная процедура подобна описанной в [5]. Экспериментальные данные обрабатывали с помощью программ CaRIne 3.1 и PeakFit v4 с применением Фурье-преобразования для снижения шума. Микроструктура образца была изучена в закаленном состоянии для обоих режимов обработки. Скорость охлаждения при закалке составляла 10^4 K/c . Микроструктурный анализ проводили на металлографическом микроскопе Olympus GX-71, фазовый анализ закаленных образцов осуществляли стандартным рентгенофазовым методом.

Результаты и дискуссия

Дифрактограмма образца, обработанного по первому режиму, приведена на рис. 1, верхняя кривая. Она

содержит интерференции от обеих стабильных фаз и рассеянное отражение от жидкой фазы.

Кроме рефлексов от $\alpha\text{-Al}$ и $\beta\text{-Si}$ твердых растворов [6], были обнаружены отражения, не принадлежащие ни к одной из обеих стабильных фаз.

Теоретически можно предположить, что неизвестные рефлексы могли быть отражениями от следующих кристаллических объектов:

- простые и комплексные оксиды алюминия и/или кремния;
- поверхностно-модулированные ступенчатые структуры обеих стабильных фаз;
- квазикристаллические объекты;
- поверхностные 2-D фазы;
- трехмерные метастабильные кристаллические решетки, образованные атомами алюминия и/или кремния.

Периодические поверхностные структурные модуляции первичных кристаллов $\beta\text{-Si}$ фазы могут быть обнаружены рентгеноструктурным методом. Интерференции от таких 2-D структурированных поверхностей имеют вид характерных расщеплений пиков, принадлежащих стабильным фазам и группирующихся в плотные мультиплексы, но новые интерференции при этом не возникают [7]. В данном эксперименте съемку начинали при $2\Theta = 10^\circ$, вследствие чего большинство возможных отражений от модулированных структур на поверхностях первичных кристаллов $\beta\text{-Si}$ фазы осталось вне регистрации, поскольку для стандартного исследования поверхностных структур необходима специальная малоугловая SAXS техника. Поэтому возможные 2-D структуры, которые могли бы влиять на результаты, не могут быть достоверно измерены в рамках данного эксперимента.

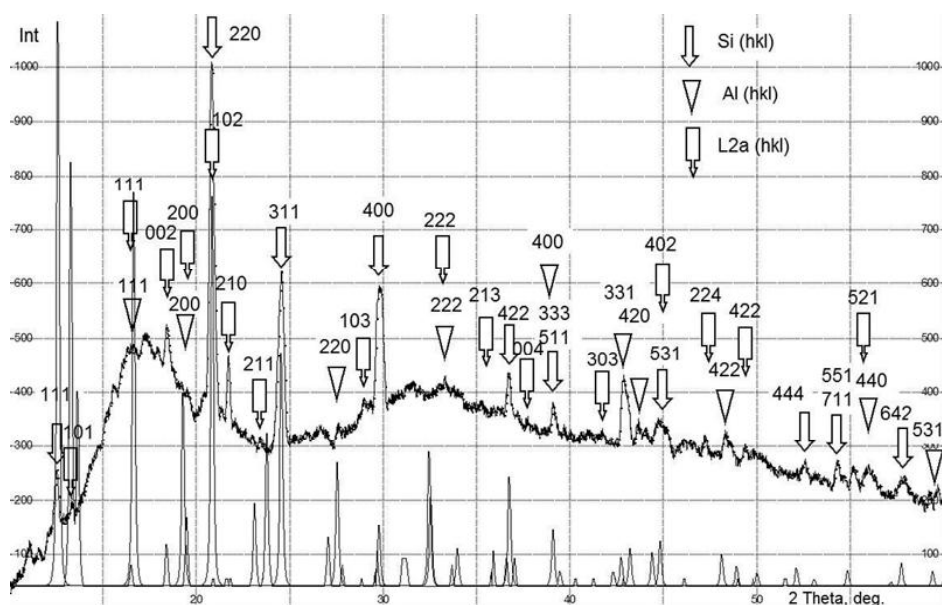


Рис. 1. Дифрактограмма образца, обработанного по первому режиму: вверху – экспериментальная кривая; внизу – расчетная кривая

Формирование пограничного слоя между расплавом Al и поверхностью кристалла β -Si в системе Al-Si исследовали *in-situ* [8] при нагреве в колонне микроскопа в работе при атомном разрешении. Установлено, что межплоскостное расстояние $\{111\}$ в кристалле β -Si не изменяется во время его изотермического роста. Поэтому маловероятно, чтобы в подобных случаях, в частности, в настоящем исследовании, могли бы появиться отражения, вызванные искажением межплоскостных расстояний β -Si первичных кристаллов. Авторы [8] отметили изменение фазового контраста по мере удаления от исходной поверхности кристалла β -Si в твердо-жидком слое, который менялся также с течением времени эксперимента. Однако одни только эти факторы не могут быть ответственными за формирование новых пиков на рентгенограмме.

Квазикристаллические структуры в двойных сплавах Al-Si к настоящему времени не обнаружены, и такая гипотеза требует отдельного исследования.

При идентификации неизвестной фазы для выбора наилучшего соответствия расчетных и экспериментальных результатов были рассмотрены несколько пространственных групп. Наилучшее соответствие было получено в предположении о $D_{4h}^1 - P4/mmm$ пространственной группе. Методом вариаций размерных параметров гипотетической решетки и заполнением

ее узлов атомами Al, Si и вакансиями было установлено, что решетка неизвестной фазы может быть описана как тетрагональная $L2_a$ структурного типа (д-TiCu) с параметрами $a = 4,1981\text{\AA}$, $c = 4,4352\text{\AA}$ ($c/a = 1,056$) [10]. Заполнение узлов решетки: для $\{0,0,0\}$ Al 0,85, Si 0,15, и для $\{1/2,1/2,1/2\}$ Si 0,50, вакансий 0,50 соответственно (рис. 2). Такой тип решетки типичен для металлов и интерметаллических фаз.

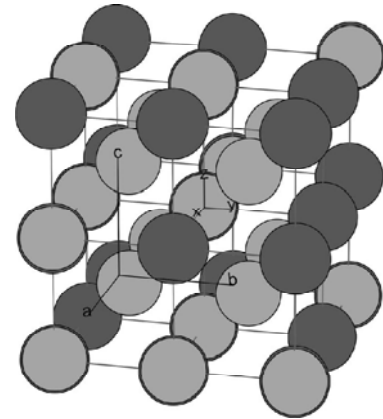


Рис. 2. Тетрагональная $L2_a$ решетка с параметрами $a = 4,1981\text{\AA}$; $c = 4,4352\text{\AA}$

Таблица 1 – $L2_a$ -фаза в Al-21,5 % Si сплаве при 610 °C

(hkl)	2Θ	d_{hkl}	$2\Theta L2_{a_{exp610}}$	$2\Theta \beta\text{-Si}_{exp610}$	$2\Theta \alpha\text{-Al}_{exp610}$
(1 0 1)	13,39	3,049	}13,39		
(1 1 0)	13,75	2,968			
(1 1 1)	16,56	2,467	16,60		
(0 0 2)	18,44	2,218	18,44		
(2 0 0)	19,49	2,099	19,50		
(1 0 2)	20,88	1,961	20,88	(220) 20,84	
(2 0 1)	21,59	1,897	21,40		
(2 1 0)	21,82	1,877	21,74		
(2 0 2)	26,96	1,524	26,90		
(2 2 0)	27,70	1,484	27,58		(220) 27,44
(2 2 1)	29,25	1,407	}29,38		
(3 0 0)	29,42	1,399		(400) 29,80	
(1 0 3)	29,53	1,394	}29,80		
(3 0 1)	30,89	1,334			
(2 2 2)	33,49	1,233	33,28		(222) 33,36
(3 2 1)	36,79	1,126	36,72	(422) 36,72	(422) 36,72
(0 0 4)	38,72	1,072	39,14		(400) 39,14
(1 1 4)	40,01	1,039	40,01		
(4 1 1)	41,97	0,992	41,97		
(2 0 4)	42,50	0,980	42,86		(331) 42,86
(2 1 4)	43,70	0,955	43,68		
(4 2 0)	44,49	0,939	44,68		
(3 3 2)	46,31	0,904	46,14		
(2 2 4)	47,16	0,888	47,20		
(4 2 2)	48,54	0,864	48,44	(620) 48,44	(422) 48,41
(3 1 4)	49,36	0,851	49,36		
(5 1 0)	51,14	0,823	51,26		
(2 1 5)	52,60	0,802	52,54	(444) 52,54	
(5 2 1)	55,14	0,768	55,18		

В табл. 1 приведены экспериментальные и расчетные угловые значения для отражений от соответствующих атомных плоскостей тетрагональной решетки, а также рефлексы от β -Si и α -Al, полученные в том же эксперименте. Существенная концентрация вакансий в решетке вызывает появление сверхструктурных линий, присутствующих как на расчетной, так и на экспериментальной дифрактограммах. Сравнение дифракционных профилей экспериментально полученной (верхняя кривая) и расчетной (нижняя кривая) диаграмм для упорядоченной смеси β -Si, α -Al и $L2_a$ решеток приведено на рис. 1.

В образце, обработанном по второму режиму, были зарегистрированы отражения от кристаллических плоскостей только двух стабильных фаз β -Al и α -Si. Отражений от $L2a$ -тетрагональной решетки зафиксировано не было. Кроме того, дифрактограмма содержала сверхструктурные отражения от известных структурных дефектов типа дислокационных дисклинаций (рис. 3, верхняя кривая). Нижняя кривая на рис. 3 со-

ответствует рентгеновому профилю упорядоченной смеси β -Si и α -Al и приведена для сравнения.

Микроструктура закаленных образцов показана на рис. 4, а (первый режим) и б (второй режим). Темно-травящиеся структурные составляющие являются продуктами распада жидкой фазы в процессе закалки образцов. Возможность существования кристаллической α -Al-фазы с другими фазовыми составляющими исследуемого сплава в условиях эксперимента и причины этого исследованы в работе [6]. Как можно видеть, в образце, обработанном по первому режиму (рис. 4, а), первичные кристаллы β -Si имеют размеры порядка сотен микрон. Размеры же α -Al зерен, растущих на $\{111\}$ поверхностях β -Si первичных кристаллов, значительно меньше и не превышают 3 мкм. Падающий на поверхность образца рентгеновский луч проникает в него на глубину от 7 до 20 мкм в зависимости от угла падения, поэтому в крупных первичных кристаллах β -Si возбуждаются лишь поверхностные слои. С другой стороны, значительно более мелкие кристаллы дру-

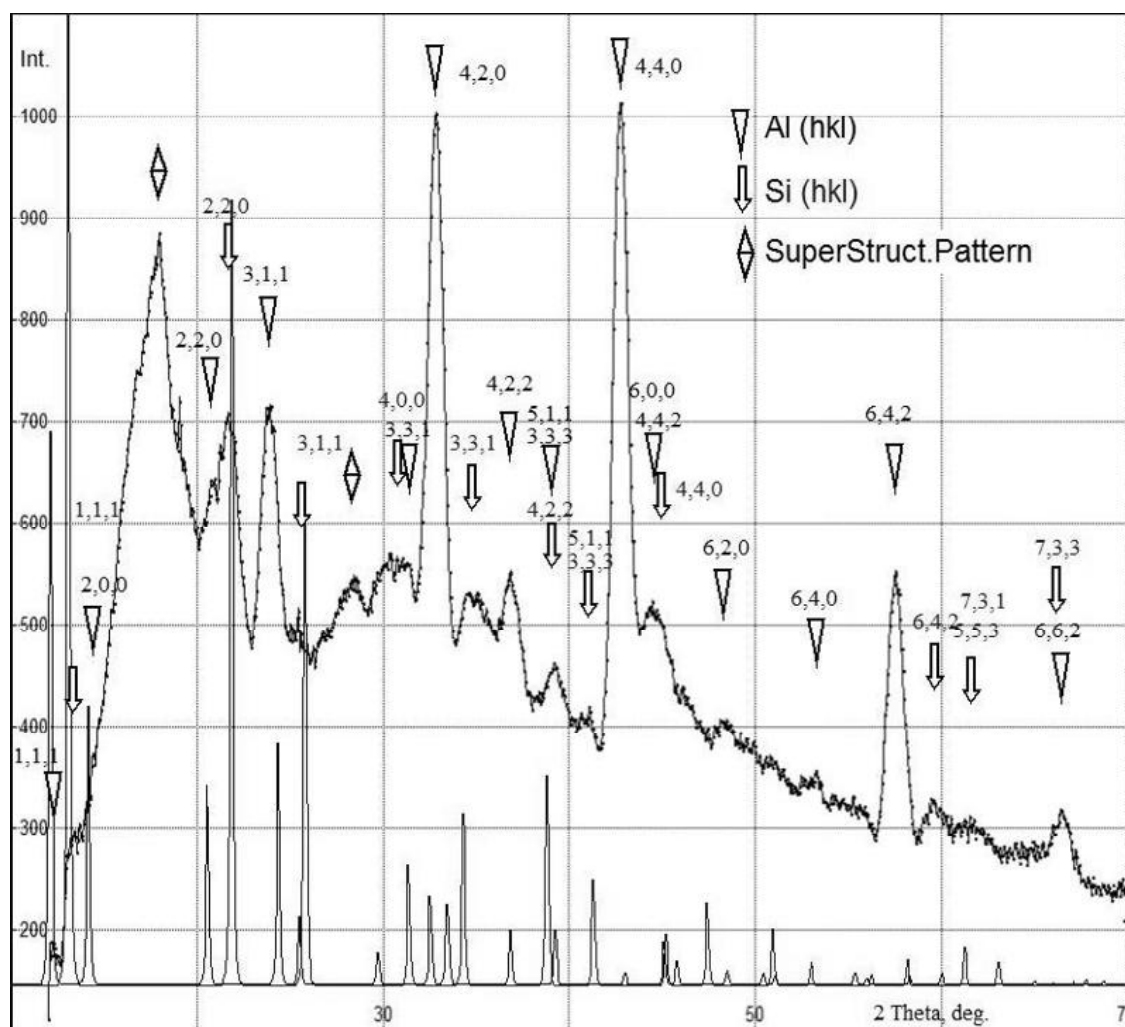


Рис. 3. Дифрактограммы образца, обработанного по второму режиму:

вверху – экспериментальная кривая, внизу – расчетная кривая

гих фаз, розполагаючися на поверхності первичних кристаллов β -Si, равно как и приповерхностные слої жидкости, возбуждаются во всем объеме. Поскольку первичные кристаллы β -Si располагаются под поверхностью образца так, что плоскости их огранки $\{111\}$ ориентированы параллельно ей, то интенсивность $\{111\}$ -отражения будет значительно более низкой по сравнению с расчетной (рис. 1) вследствие ослабления проникающей способности первичного луча при малых 2θ -углах (~ 10 – 18°). Этот эффект заметен на обеих экспериментальных дифрактограммах.

Если светлая прослойка 1 между поверхностью β -Si первичного кристалла и α -Al зернами (рис. 4, а) является продуктом распада закаленной $L2_a$ фазы, то с учетом данных табл. 2 можно предположить, что $L2_a$ -фаза служит подложкой для зарождения и роста α -Al зерен в условиях эксперимента.

Формирование силицидов алюминия Al_3Si в двойных Al-Si сплавах обнаружено в [1, 11, 12]. Силициды Al_4Si [2] и $Al_{3,21}Si_{0,47}$ [3] зафиксированы в быстроохлажденных (закаленных) образцах. Другим свидетельством в пользу гипотезы о возможности существования силицидов алюминия могут служить результаты работ [13, 14]. Методом электронного парамагнитного резонанса было обнаружено, что при температуре 500 К алюминий способен диффундировать в октаэдрические поры в объемно-центрированной решетке кремния, где один атом Si может замещаться двумя атомами Al с образованием комплекса типа AA-15 [14].

Как следует из табл. 2, различия между параметрами соответствующих пар атомных плоскостей $L2_a$ -фазы и обеих стабильных фаз весьма малы и поэтому выполняется принцип размерного и ориентационного соответствия фаз. Следовательно, имеются кристалло-геометрические предпосылки для зарождения $L2_a$ -фазы на поверхности кристаллов β -Si и кристаллов α -Al на поверхности $L2_a$ -фазы.

Рентгенофазовый анализ образца, обработанного по второму режиму, показывает существование в нем, кроме жидкой фазы, только двух кристаллических фаз β -Al и α -Si.

Известно, что расплавы двойных силуминов структурно микронеоднородны и состоят из неупорядоченной жидкости и кластеров различной стехиометрии. Содержание кремния в жидкой фазе при 610°C является околоэвтектическим и не превышает 14,2 % даже у поверхностей β -Si первичных кристаллов. В такой жидкости возможно образование только кремниевых кластеров типа Si_4 - Si_4 [5]. Для образования же кластеров силицидной стехиометрии необходимо содержание кремния в расплаве выше 14,2 % [15]. Коль скоро образование кластеров силицидной стехиометрии в образце, обработанном по второму режиму, невозможно, то невозможно и образование зародышей $L2_a$ -фазы. Поэтому она и не обнаруживается дифракционным методом в образце, обработанном по второму режиму.

Таким образом, силицидная $L2_a$ -фаза может образоваться только при охлаждении изначально полнос-

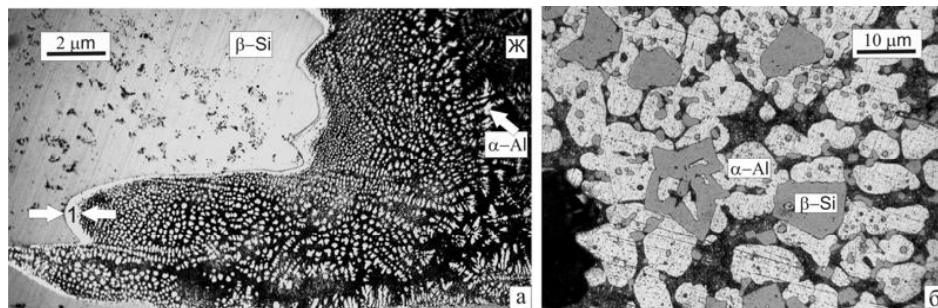


Рис. 4. Микроструктура закаленных образцов, предварительно обработанных по первому (а) и второму (б) режимам:

1 – слой продуктов распада $L2_a$ -фазы в ходе закалки

Таблица 2 – Пространственно-ориентационные соответствия решеток $L2_a$ -фазы с α -Al и β -Si

$L2a$ hkl d_{hkl} , Å	β -Si hkl d_{hkl} , Å	α -Al hkl d_{hkl} , Å	Δ , %
(102) 1,961	(200) 1,965		0,20
(220) 1,484		(220) 1,498	0,94
(103) 1,394	(400) 1,389		0,36
(222) 1,233		(222) 1,223	0,08
(321) 1,126	(422) 1,134		0,71
(400) 1,050		(400) 1,060	0,09
(204) 0,980		(331) 0,972	0,82
(422) 0,864	(620) 0,879	(422) 0,865	0,58 / 0,12
(215) 0,802	(444) 0,802		0,00

тью расплавленного образца заэвтектического силумина в полужидкое состояние и поэтому ее следует рассматривать как метастабильную фазу.

Выводы

1. Методом *in-situ* рентгенофазового анализа полужидкого двойного силумина Al-21,5 (масс) % Si, охлажденного до 610 °С, обнаружены неизвестные ранее рефлексы наряду с рефлексами от α -Al и β -Si стабильных фаз и рассеянного отражения от жидкой фазы.

2. Показано, что наилучшим приближением для описания неизвестных рефлексов является пространственная группа $D_{4h}^1 - P4/mmm$, которой соответствует тетрагональная решетка $L2_a$ типа (δ -TiCu) с параметрами $a = 4,1981 \text{ \AA}$, $c = 4,4352 \text{ \AA}$ ($c/a = 1,056$) и оккупацией ее узлов: для $\{0,0,0\}$ Al 0,85; Si 0,15 и для $\{1/2,1/2,1/2\}$ Si 0,50, вакансии 0,50 соответственно.

3. Тетрагональная $L2_a$ -фаза может существовать только в области полужидкого состояния в заэвтектических силуминах. Она неустойчива в кристаллическом состоянии.

4. $L2_a$ -фаза предположительно зарождается на базе кластеров силицидной стехиометрии в исходном расплаве, которые образуются только в заэвтектических сплавах Al-Si.

5. В сплаве, нагретом до 610 °С из области твердого состояния, $L2_a$ -фаза не обнаружена.

Перечень ссылок

1. Handbook of Aluminium / [Ed. by G. E. Totten and D. S. MacKenzie]. – New York-Basel: Marcel Dekker Inc., 2003. – Vol. 2 : Alloy Production and Materials Manufacturing. – 2004. – P. 81–114.
2. JCPDS. – card #24–0035.
3. JCPDS. – card #41–1222.
4. Gabashuler J. Covalency in liquid Si and liquid transition-metal-Si alloys X-ray diffraction studies / Gabashuler J., Steeb S., Lamparter P. // Z. Naturforsch. – 1979. – P. 1305–1312.

5. The Atomic-Structure Changes in Al-16 Pst Si Alloy above the Liquidus / [Wang W., Bian X., Qin J., Slusarenko S.] // Met. and Mat. Trans. – 2000. –Vol. 31. – P. 2000–2006.
6. Mazur A. In-situ analysis of phase formations in semi-solid state in the hypereutectic Al-Si alloy Kovove Materialy / Mazur A., Gasik M. // Metallic materials. – 2008. –Vol. 46, N 2. – P. 63–71.
7. X-ray diffraction from laterally structured surfaces Crystal truncation rods / [Tolan M., Press W., Brinkop F., Kotthaus J. P.] // J. Appl. Phys. – 1994. – 75. – 12. – P. 7761–7774.
8. High-resolution in-situ transmission electron microscopy observation of a solid-liquid interface in the Al-Si system / S. Arai, S. Tsukimoto, H. Miyai, H. Saka // J. of Electron Microscopy. – 1999. – 48. – 4. – P. 317–324.
9. F. Grey. The phases of Pb/Ge(111) A surface X-Ray diffraction study // The dissertation, Riso National Laboratory : Roskilde. –1988. – 81 p.
10. C. J. Smithells Metal Reference Book. – 5th edit. / C. J. Smithells // Butterworths and Co Pub. Ltd. : London and Boston. – 1976. – 1566 p.
11. Энтальпия образования жидких сплавов алюминия с кремнием [Гизенко Н., Емлин Б., Килессо С. и др.] // Известия Академии наук СССР. Металлы. – 1983. – № 1. – С. 33–39.
12. Термохимические свойства расплавов в тройной системе Si-Al-M3d / [Судавцова В., Белобородова Е., Котова Н. и др.] // Металлы. – 2004. – № 5. – С. 432–438.
13. Watkins G. D. Hydrogen-induced formation of defects nanoclusters in crystalline silicon / Watkins G. D. // Mater. Sci. Forum. – 1994. –N9. – P. 143–149.
14. Горелкинский Ю. В. Обнаружение низкотемпературной диффузии примесных атомов алюминия в имплантированном водородном кремнии / Горелкинский Ю. В., Мукашев Б. Н., Абдуллин Х. А. // Физика и техника полупроводников. – 1998. – Т. 32. – № 4. – С. 421–428.
15. Исследование строения жидких сплавов Al-Si. 2. Заэвтектические сплавы / [Пригунова А. Г., Мазур В. И., Таран Ю. Н. и др.] // Металлофизика. – 1983. – Т. 5. – № 3. – С. 54–57.

Одержано 20.01.2010

A. V. Mazur

INFLUENCE OF TEMPERATURE-TIME TREATMENT OF THE MELT ON THE PHASE COMPOSITION OF Al-21.5% Si ALLOY

У перебігу рентгенофазового in-situ дослідження подвійного Al – 21,5 мас. % Si сплаву в напіврідкому стані після охолодження від 830 до 610 °С та тривалого ізотермічного витримування при 610 °С виявлено рефлекси від α -Al і β -Si кристалічних фаз, розсіяне відбиття від рідкої фази та інтерференції від невідомої кристалічної фази, яка ідентифікована як метастабільна тетрагональна $L2_a$ фаза. У сплаві, нагрітому до 610 °С від твердого стану, $L2_a$ фазу не знайдено.

Ключові слова: термочасова обробка, рідкий стоп, фазовий склад, $L2_a$ фаза, кластер.

At X-ray in-situ research dual Al – 21,5 мас. % Si alloy in semi-fluid condition after cooling from 830 to 610 °С and long isothermal endurance at 610 °С the reflexes from α -Al and β -Si crystal phases, diffuse reflexion from a liquid phase and interferences from an unknown solid phase are found. An unknown crystalline phase is identified as meta-stable tetragonal $L2_a$ phase. This phase is absent in alloy at 610 °С after heating from solid state area.

Key words: temperature- time treatment, melt, phase composition, cluster.

УДК 620.197:669.15

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

СТІЙКІСТЬ СТАЛІ AISI 321 ДО МІЖКРИСТАЛІТНОЇ КОРОЗІЇ ЗАЛЕЖНО ВІД ЇЇ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Установлено закономірності впливу структурної гетерогенності та механічних властивостей сталі AISI 321 на її стійкість до міжкристалітної корозії, визначеної за методом удосконалених випробувань (ДУ). Розкрито механізм корозійного руйнування дослідженої сталі.

Ключові слова: міжкристалітна корозія, структура, механічні властивості, аустенітне зерно, включення, еквівалент хрому та нікелю, корозійні втрати.

У науковій літературі механізм міжкристалітної корозії (МКК) корозійностійких сталей в агресивних середовищах пов'язують із випадінням карбідів хрому межами зерен або σ -фази в біляшовній зоні під час зварювання [1–3]. Однак вплив включень, розміру зерна аустеніту та кількості феритної фази на стійкість корозійностійких сталей типу 18–10 до МКК на часі не досліджено. Проте відомо, що термічною обробкою змінюють структуру та механічні властивості сталей. Відтак, метою досліджень є встановлення закономірностей впливу складових структури та механічних властивостей сталі AISI 321 на її стійкість до МКК визначеної за методом удосконалених випробувань ДУ [4].

Методика досліджень

Досліджували п'ять промислових плавок сталі AISI 321 і для порівняння одну плавку сталі 12X18H10T. Зразки діаметром 42 мм і завтовшки 1 мм полірували до шорсткості 0,1 мкм і досліджували на стійкість до міжкристалітної корозії за методом удосконалених випробувань ДУ [4]. Корозійні втрати визначали раніше. Розмір зерна аустеніту визначали методом січних після вакуумного травлення зразків на установці ВЧП-5 при температурі 930 °С упродовж 5 хвилин [5]. Неметалеві включення виявляли раніше [6]. Хімічний склад поверхні зразків після кожного циклу експозиції їх у розчині визначали рентгеноспектральним методом на спектрометрі СРМ-25. Кількість аустеніту та δ -фериту в сталі оцінювали за еквівалентом Ni та Cr [7] (табл. 1).

$$Ni_{екв} = Ni + 30C + 0,5Mn, \quad (1)$$

$$Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Ti, \quad (2)$$

де Cr, Mo, Si, Ti, Mn – вміст відповідних елементів у сталі AISI 321, %.

Аналітичні залежності між $\Delta m_{1,5}$ та складовими структури й механічними властивостями сталі AISI 321 (d_3 – розмір зерна аустеніту, мм; V_1 – об'єм нітридів титану в сталі, об. %; V_2 – об'єм оксидів у сталі, об. %;

V – загальний об'єм включень у сталі, об. %; L_1 – середня відстань між нітридами титану в сталі, мкм; L_2 – середня відстань між включеннями у сталі, мкм (3) [8]; $Ni_{екв}$ – еквівалент Ni в сталі, %; $Cr_{екв}$ – еквівалент Cr у сталі, % (табл. 1); σ_b – тимчасовий опір розриву, МПа; $\sigma_{0,2}$ – умовна границя текучості, МПа; δ – відносне подовження, %; Π – показник пластичності, який визначали за формулою (4) [9]; Π_1 – показник опору деформації Мартена Волеса, який визначали за формулою (5) [10]) визначали кореляційним, дисперсійним та регресійним аналізом методом найменших квадратів [11]

$$L = \sqrt{\frac{fN}{n}}, \quad (3)$$

де f – площа одного поля зору мікроскопа, мкм²;
 N – кількість полів зору під часу підрахунку;
 n – кількість включень на N полях зору мікроскопа.

$$\Pi = \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_b}, \quad (4)$$

$$\Pi_1 = \frac{\sigma_b}{\sigma_{0,2}} \cdot \delta, \% \quad (5)$$

Результати досліджень та їх обговорення

У попередніх дослідженнях металографічним аналізом встановлено, що розмір зерна аустеніту сталі AISI 321 коливався від 0,196 у плавки № 5 до 0,312 мм у плавки № 1 [5]. Після першого циклу експозиції зразків у розчині виявлено, що найбільші корозійні втрати у плавки № 1, а найменші – у плавки № 5. При цьому встановлено, що корозійні втрати прямолінійно зростають зі збільшенням розміру зерна аустеніту (6):

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(42+3846d_3), \quad r_1 = 0,82. \quad (6)$$

Після наступних чотирьох експозицій зразків у розчині між вищезгаданими величинами регресійні залежності не встановлено (табл. 2).

Таблиця 1 – Еквівалентний вміст Cr_{екв.} та Ni_{екв.} на поверхні сталі AISI 321 до і після експозиції у розчині

Номер експозиції	Cr _{екв.} (I) та Ni _{екв.} (II), %	Номер плавки				
		1	2	3	4	5
до експозиції	I	17,93	18,68	18,06	17,84	17,92
	II	11,04	10,51	12,03	10,96	11,23
1	I	17,99	18,72	18,05	17,87	17,87
	II	11,04	10,53	11,98	10,90	11,17
2	I	18,09	18,80	18,06	18,04	17,81
	II	11,08	10,46	11,86	10,90	11,11
3	I	18,01	18,87	18,05	18,04	18,02
	II	11,17	10,58	11,91	10,91	11,25
4	I	18,02	19,01	18,17	18,09	17,93
	II	10,93	10,44	11,82	10,83	11,13

Таблиця 2 – Коефіцієнти кореляції між корозійними втратами Δm_{1-5} сталі AISI 321 та складовими її структури й механічними властивостями

Елементи структури, показник механічних властивостей	Номер експозиції зразків у розчині				
	1	2	3	4	5
V_1 , об.%	0,93	0,62	0,65	0,70	0,56
V_2 , об.%	0,29	0,72	0,33	0,56	0,52
V_3 , об.%	0,93	0,63	0,65	0,71	0,57
L_1 , мкм	-0,31	-0,66	-0,27	-0,52	-0,50
L_2 , мкм	0,53	0,89	0,77	0,70	0,45
L_3 , мкм	0,54	0,88	0,80	0,68	0,41
d_3 , мм	0,82	0,39	0,58	0,28	-0,03
Cr _{екв.} , %	0,38	0,93	0,77	0,87	0,80
Ni _{екв.} , %	-0,33	-0,47	-0,47	-0,67	-0,75
σ_b , МПа	0,66	0,86	0,73	0,98	0,96
$\sigma_{0,2}$, МПа	0,56	0,63	0,45	0,84	0,94
Π	0,43	0,39	0,21	0,65	0,83
Π_1 , %	0,10	-0,27	-0,11	0,10	0,24
δ , %	0,29	0,10	0,10	0,40	0,61

Проте після першого циклу експозиції зразків у розчині між корозійними втратами (Δm_1) сталі AISI 321 та об'ємом у ній нітридів титану (V_1) встановлено прямолінійну регресійну залежність (7):

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(237 + 2174V_1); \quad r_1 = 0,93. \quad (7)$$

З аналізу рівняння (7) виходить, що корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням в ній об'єму нітридів титану. Розмір нітридів титану не впливає на корозійні втрати сталі AISI 321, оскільки не виявлено кореляцію між її корозійними втратами та середньою відстанню між нітридами титану (L_1) (табл. 2). Нітриди титану сприяють зростанню корозійних втрат сталі AISI 321, напевно, через те, що на них, як і на карбідах [12], знижується перенапруга іонізації водню. Саме через це зростають швидкість катодної та анодної реакції і корозії взагалі. Оксиди, які виявлено в сталі AISI 321, як і їх розмір (табл. 3), не впливають на її корозійні втрати (табл. 2).

Таблиця 3 – Середня відстань між включеннями в сталі AISI 321

Номер плавки	Середня відстань між включеннями, мкм		
	оксиди	нітриди	нітриди + оксиди
1	373,1	77,4	75,8
2	280,2	90,6	86,2
3	295,8	83,5	80,3
4	430,8	77,2	76,0
5	371,0	66,4	65,3

Низьку кореляцію виявлено також між корозійними втратами сталі AISI 321 та її параметрами Cr_{екв.} і Ni_{екв.} (табл. 1, 2). Однак після наступних циклів експозиції зразків у розчині між корозійними втратами сталі AISI 321 та її параметром Cr_{екв.} встановлено достатню кореляцію, щоб записати прямолінійні регресійні залежності:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(20219 + 1220Cr_{екв1}), \quad r_1 = 0,93; \quad (8)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(-9732 + 583Cr_{екв2}), \quad r_1 = 0,77; \quad (9)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(17586 + 1087Cr_{екв3}), \quad r_1 = 0,87; \quad (10)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(13575 + 853Cr_{екв4}), \quad r_1 = 0,80. \quad (11)$$

Аналізуючи перші похідні рівнянь (8–11), можна зазначити, що після другого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 зростають у 2,1 раза інтенсивніше зі збільшенням параметра Cr_{екв.}, ніж після четвертого та у 1,43 раза, ніж після п'ятого циклу. Починаючи з четвертого циклу експозиції зразків у розчині між корозійними втратами сталі та її параметром Ni_{екв.} встановлено кореляцію із коефіцієнтами $r_1 = -0,67$ та $r_1 = -0,75$, які є більшими, ніж їх критичне значення (0,61). Отже, між цими параметрами можна записати прямолінійні регресійні залежності:

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(9309 - 638Ni_{екв3}), \quad r_1 = -0,67; \quad (12)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(9523 - 681Ni_{екв4}), \quad r_1 = -0,75. \quad (13)$$

Аналіз перших похідних залежностей (12) і (13) показав, що після четвертого та п'ятого циклу екпо-

зиці зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 знижуються з однаковою швидкістю зі збільшенням її параметра $Ni_{екв}$.

Між корозійними втратами сталі AISI 321 та об'ємом у ній нітридів титану виявлено кореляцію після другого, третього та четвертого циклів експозиції зразків у розчині, але коефіцієнти кореляції між цими параметрами виявилися дещо меншими, ніж після першого циклу експозиції зразків у розчині (табл. 2). Проте значення цих коефіцієнтів більше, ніж критичне. Отже, між цими величинами можна встановити прямолінійні регресійні залежності:

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(809 + 3030V_1), \quad r_1 = 0,62; \quad (14)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(175 + 1961V_1), \quad r_1 = 0,65; \quad (15)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(992 + 3448V_1), \quad r_1 = 0,80. \quad (16)$$

Аналіз перших похідних рівнянь (7), (14)–(16) показав, що інтенсивність корозійних втрат сталі AISI 321 після перших двох циклів експозиції зразків у розчині зростає зі збільшенням у ній об'єму нітридів титану, а після третього циклу, навпаки, знижується. Після четвертого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати дослідженої сталі найінтенсивніше зростають зі збільшенням в ній об'єму нітридів титану, а після п'ятого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати взагалі не залежать від вмісту в сталі включень. Після другого циклу експозиції зразків у розчині, окрім кореляції між Δm_2 та V_1 , також встановлено кореляцію між Δm_2 та L_1 із коефіцієнтом $r_1 = -0,66$, що дозволяє записати прямолінійну регресійну залежність між цими величинами:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(3565 - 4,9L_1). \quad (17)$$

Таким чином, можна зазначити (17), що чим дрібніші в сталі AISI 321 нітриди титану, тим менші її корозійні втрати. Вплив оксидів на корозійні втрати сталі AISI 321 дещо відрізняється від впливу нітридів титану, оскільки її корозійні втрати зростають зі збільшенням середньої відстані між оксидами. Отже, чим більші розміри оксидів, тим менші корозійні втрати сталі AISI 321. Таку тенденцію встановлено після другого, третього та четвертого циклу експозиції зразків у розчині, а саме:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-1802 + 46L_2), \quad r_1 = 0,89; \quad (18)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(-1093 + 25L_2), \quad r_1 = 0,77; \quad (19)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-690 + 36,4L_2), \quad r_1 = 0,70. \quad (20)$$

Крім того, лише після другого циклу експозиції зразків у розчині між Δm_2 та V_2 і Δm_2 та L_2 встановлено прямолінійні регресійні залежності:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(909 + 100000V_2), \quad r_1 = 0,72; \quad (21)$$

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-1802 + 4602L_2), \quad r_1 = 0,89. \quad (22)$$

Аналіз перших похідних регресійних залежностей (14)–(21) та об'єму оксидів та нітридів титану в сталі AISI 321 [6] показав, що після другого циклу експозиції зразків у розчині нітриди титану, якнайменше, удвічі інтенсивніше збільшують її корозійні втрати, ніж оксиди. Після другого циклу експозиції зразків у розчині оксиди, які містить сталь AISI 321, збільшують її корозійні втрати внаслідок їх витравлення з аустенітної матриці, оскільки лише після другого циклу експозиції зразків у розчині встановлено прямолінійну регресійну залежність (21). Після п'ятого циклу експозиції зразків у розчині їх поверхня наближається до ювенільного стану, оскільки ані нітриди титану, ані оксиди вже не впливають на корозійні втрати сталі AISI 321 (табл. 2).

Встановлено, що після перших чотирьох циклів експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням у ній об'єму включень:

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(225 + 2174V), \quad r_1 = 0,93; \quad (23)$$

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(768 + 3030V), \quad r_1 = 0,63; \quad (24)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(161 + 1961V), \quad r_1 = 0,65; \quad (25)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(958 + 3448V), \quad r_1 = 0,7. \quad (26)$$

До того ж, після першого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі не залежать від розміру включень, а починаючи з другого циклу – зростають, коли знижується розмір включень, оскільки встановлено прямолінійні регресійні залежності:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-2838 + 53L), \quad r_1 = 0,88; \quad (27)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(-1435 + 29,8L), \quad r_1 = 0,80; \quad (28)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-1009 + 41,6L), \quad r_1 = 0,68. \quad (29)$$

Коефіцієнти кореляції рівнянь (27)–(29) більші, ніж коефіцієнти кореляції рівнянь (24)–(26), тому корозійні втрати сталі AISI 321 після цих циклів експозиції зразків у розчині, в основному, зумовлено витравленням включень із аустенітної матриці, ніж швидкістю електрохімічних процесів.

Встановлено, що механічні властивості сталі AISI 321 також, як і складові структури, впливають на її корозійні втрати (табл. 2). Так, корозійні втрати Δm_{1-5} сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням тимчасового опору розриву (σ_b):

$$\Delta m_1 = 10^{-5}(1616 + 4,3\sigma_b), \quad r_1 = 0,66; \quad (30)$$

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-5213 + 12,0\sigma_b), \quad r_1 = 0,86; \quad (31)$$

$$\Delta m_3 = 10^{-5}(-2823 + 6,0\sigma_b), \quad r_1 = 0,73; \quad (32)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-5929 + 13,5\sigma_b), \quad r_1 = 0,98; \quad (33)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(-5838 + 13,1\sigma_b), \quad r_1 = 0,96. \quad (34)$$

З аналізу перших похідних рівнянь (30)–(34) встановлено, що корозійні втрати сталі AISI 321 після другого циклу експозиції зразків у розчині втричі інтенсивніше зростають зі збільшенням її показника σ_b , ніж після першого циклу. Проте після третього циклу експозиції зразків у розчині інтенсивність зростання корозійних втрат зі збільшенням параметру $\sigma_{0,2}$ вдвічі уповільнюється порівняно з інтенсивністю корозійних втрат після другого циклу, але після четвертого та п'ятого циклу інтенсивність корозійних втрат зросла більше ніж удвічі. Аналогічну тенденцію спостережено між корозійними втратами сталі AISI 321 та об'ємом у ній нітридів титану.

Вплив умовної границі текучості сталі AISI 321 на її корозійні втрати виявлено після другого, четвертого та п'ятого циклу експозиції зразків у розчині:

$$\Delta m_2 = 10^{-5}(-212 + 7\sigma_{0,2}), \quad r_1 = 0,63; \quad (35)$$

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-602 + 9,9\sigma_{0,2}), \quad r_1 = 0,84; \quad (36)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(-1097 + 11\sigma_{0,2}), \quad r_1 = 0,94. \quad (37)$$

Таким чином, з аналізу перших похідних рівнянь (35)–(37) виходить, що інтенсивність корозійних втрат сталі AISI 321 майже лінійно зросла зі збільшенням її умовної границі текучості починаючи із другого циклу експозиції зразків у розчині. Виявлено, що параметр $\sigma_{0,2}$ сталі AISI 321, на відміну від параметра $\sigma_{0,2}$, не впливає на її корозійні втрати після першого та третього циклу експозиції зразків у розчині. Відносно подовження сталі AISI 321 взагалі не впливає на її корозійні втрати, оскільки лише після п'ятого циклу експозиції зразків у розчині між корозійними втратами дослідженої сталі та її параметром δ встановлено кореляційний зв'язок з критичним значенням коефіцієнта кореляції ($r_1 = 0,61$)

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(197 + 30\delta). \quad (38)$$

Таку тенденцію, найвірогідніше, зумовлено наводненням сталі AISI 321 на останніх циклах експозиції зразків у розчині. Це підтверджується тим, що після четвертого та п'ятого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням її показника пластичності L :

$$\Delta m_4 = 10^{-5}(-1070 + 7143L), \quad r_1 = 0,65; \quad (39)$$

$$\Delta m_5 = 10^{-5}(-2124 + 9091L), \quad r_1 = 0,83. \quad (40)$$

Аналіз перших похідних рівнянь (39) і (40) показав, що корозійні втрати сталі AISI 321 найінтенсивніше зростають зі збільшенням її показника пластичності.

Аналізуючи вищенадані закономірності між корозійними втратами сталі AISI 321 та складовими її структури й механічними властивостями, опишемо механізм цього процесу. Після першого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати дослідженої

сталі зумовлено розтравленням меж зерен, які є анодом відносно аустенітної матриці та нітридів титану (6). На нітридах титану знижується перенапряга іонізації водню, що пришвидчує катодну та анодну реакцію і швидкість корозії взагалі (7). Після другого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 зростають унаслідок анодного розчинення меж зерен аустеніту та витравлення із аустенітної матриці дрібних оксидів (18), (21). При цьому швидкість розчинення меж зерен аустеніту зростає внаслідок зниження перенапряги іонізації іонів водню на великих нітридах титану (14), (17) та на феритній фазі (8). Після третього циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати дослідженої сталі знижуються внаслідок зменшення інтенсивності перенапряги іонізації водню у 1,5 раза на нітридах титану (14), (15) та у 2,1 раза на феритній фазі (8), (9). Отже, домінуючим процесом на цій стадії корозійного руйнування сталі AISI 321 є електрохімічні реакції. Після четвертого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати дослідженої сталі є найбільшими. Це зумовлено зростанням площі великих нітридів титану та феритної фази на поверхні зразків внаслідок розчинення аустенітної матриці і, отже, зростання перенапряги іонізації водню на цих фазах, що пришвидчує швидкість корозійних втрат (10), (12), (16). На цю стадію корозійного руйнування сталі AISI 321, найвірогідніше, впливає її деградація внаслідок насичення її воднем, оскільки водень швидше дифундує у більш пластичній аустенітній матриці (39). Після п'ятого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 дещо знизилися, оскільки дрібні оксиди та нітриди титану вже витрапилися з поверхні зразків, а швидкість корозійних втрат ще більше залежить від водневої деградації сталі. Адже перші похідні рівнянь (10) і (11) та (12) і (13) майже однакові, а перша похідна рівняння (40) у 1,3 більше, ніж рівняння (39).

Значимість коефіцієнтів кореляції між величинами рівнянь (8), (10), (11), (18), (23), (27), (28), (31), (33), (34), (36), (37), (40) перевірено за t -критерієм Стьюдента з рівнем значимості 0,05, а між величинами рівнянь (9), (13), (16), (19), (21), (26), (32) з рівнем значимості 0,10. Таким чином, ці регресійні залежності рекомендовано застосовувати на практиці для визначення стійкості сталі AISI 321 до міжкристалітної корозії, визначеної за методом удосконалених випробувань ДУ.

Висновки

Встановлено, що корозійні втрати сталі AISI 321 залежать від її структурної гетерогенності та механічних властивостей, а саме:

1. Після першого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі AISI 321 прямолінійно зростають зі збільшенням середнього діаметра зерна аустеніту, об'єму нітридів титану та тимчасового опору розриву.

2. Після другого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі прямолінійно зростають зі збільшенням у ній об'єму оксидів, нітридів титану, кількості феритної фази, тимчасового опору розриву та умовної границі текучості.

3. Після третього циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі прямолінійно зростають зі збільшенням у ній об'єму нітридів титану, феритної фази та тимчасового опору розриву.

4. Після четвертого та п'ятого циклу експозиції зразків у розчині корозійні втрати сталі прямолінійно зростають зі збільшенням у ній об'єму нітридів титану, феритної фази, умовної границі текучості та показника пластичності.

5. Доведено, що на різних стадіях корозійного руйнування сталі корозійні втрати визначаються зміною швидкості електрохімічних реакцій внаслідок зниження перенапруги іонізації водню на нітридах титану та зростанням швидкості анодної реакції через водневу деградацію сталі під час останніх експозицій зразків у розчині.

6. Розроблені регресійні залежності адекватно описують корозійну поведінку сталі AISI 321 залежно від її структурної гетерогенності та механічних властивостей.

7. Показано, що термообробка сталі AISI 321 може збільшити її стійкість до МКК.

Перелік посилань

1. Колотыркин Я. М. Электрохимические аспекты коррозии металлов / Я. М. Колотыркин // Защита металлов. – 1975. – XI. – № 6. – С. 675–686.
2. Колотыркин Я. М. Успехи и задачи развития теории коррозии / Я. М. Колотыркин // Защита металлов. – 1980. – XVI. – № 6. – С. 660–673.

3. Техника борьбы с коррозией [Юхневич Р., Богданович В., Валашковский Е., Видуховский А. : пер. с польск. / Под ред. Сухотина А. М.]. – Л. : «Химия», 1980. – 224 с.
4. Сталы и сплавы коррозионно-стойкие методы испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии, ГОСТ 6032-89 (ИСО 3651/2-76). [Действующий от 1990-07-01]. – М. : Изд-во стандартов, 1990. – 41 с.
5. Наривський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластинчастих теплообмінників у модельних оборотних водах : дис. ... канд. техн. наук : 05.17.14 / Наривський Олександр Олександрович. – Л., 2009. – 209 с.
6. Наривський О. Е. Вплив гетерогенності сталі AISI 321 на її плинність у хлоридовмісному середовищі / О. Е. Наривський // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 2. – С. 100–106.
7. Технология металлов / [Кнорозов Б. В., Усов Л. Ф., Третьяков А. В. и др.] ; под ред. Б. В. Кнорозова. – [2-е изд.]. – М. : Металлургия, 1979. – 903 с.
8. Волчок И. П. Сопротивление разрушению сталей и чугуна / И. П. Волчок. – М. : Металлургия, 1993. – 191 с.
9. Кухтаров В. И. Проектирование технологических процессов холодной штамповки / В. И. Кухтаров, О. В. Кухтаров. – М. : Машиностроение, 1966. – 223 с.
10. Воробьев К. М. Оценка пластичности тонколистовой стали единым показателем / Г. М. Воробьев, Н. А. Шулика // Кузнечно-штамповочное производство. – 1986. – № 12. – С. 6–8.
11. Данко П. Е. Высшая математика в упражнениях и задачах / П. Е. Данко, А. Г. Попов. – М. : Высш. шк., 1986. – 415 с.
12. Княжева В. М. Роль избыточных фаз в коррозионной стойкости нержавеющей сталей / В. М. Княжева, В. Чигал, Я. М. Колотыркин // Защита металлов. – 1978. – XI. – № 5. – С. 531–552.

Одержано 25.01.2010

S. B. Belikov, O. E. Narivskiy

STABILITY OF STEEL AISI 321 TO INTERCRYSTALLINE CORROSION DEPENDING ON ITS STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

Установлены закономерности влияния структурной гетерогенности и механических свойств стали AISI 321 на ее стойкость к межкристаллитной коррозии, определенной по методу усовершенствованных испытаний (ДУ). Раскрыт механизм коррозионного разрушения исследуемой стали.

Ключевые слова: межкристаллитная коррозия, структура, механические свойства, аустенитное зерно, включения, эквивалент хрома и никеля, коррозионные потери.

The regularities of structural heterogeneity and mechanical properties of steel AISI 321 influence on its resistance to intercrystalline corrosion as determined by improved test method (DU). The mechanism of corrosion damage was investigated.

Key words: intercrystalline corrosion, structure, mechanical properties, austenite grain, inclusions, an equivalent of chrome and nickel, corrosion losses.

Д-р фіз-мат. наук Г. П. Брехаря¹, Т. В. Гуляєва², д-р фіз-мат. наук А. Г. Равлік³, канд. фіз-мат. наук Б. А. Авраменко³, Т. Ю. Ніколаєва⁴, О. М. Бовда⁵, Л. В. Оніщенко⁵

¹ Державний технічний університет, м. Дніпродзержинськ;

² Національний технічний університет, м. Запоріжжя;

³ Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», м. Харків;

⁴ Державний педагогічний університет, м. Мелітополь;

⁵ Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут», м. Харків

ВПЛИВ СТИСКАЛЬНИХ НАПРУЖЕНЬ НА ФАЗОУТВОРЕННЯ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЕЧЕНИХ КОМПАКТІВ СИСТЕМИ Nd-Fe-C, B, Cu

У роботі досліджувались структурно-фазові перетворення у процесі вакуумного спікання плівок сплавів $Nd_{20}Fe_{70-x}B_{0,5}C_{9,5}Cu_x$ отриманих гартуванням із рідкого стану. Перед спіканням плівки ущільнювали під пресом (тиск 5 і 30 кгс/см²) та в стиснутому стані поміщали у вакуумну піч. Плівки у вихідному стані були аморфними або аморфно-кристалічними з метастабільною фазою $Nd_2Fe_{14}C$. При спіканні відбувається кристалізація аморфної складової та ріст метастабільної фази за рахунок перитектоїдного перетворення ($Fe + Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$). Збільшення вмісту міді у сплаві прискорює перитектоїдне перетворення. Підвищення стискальних напружень сприяє ущільненню компактів та зростанню їх магнітних властивостей (H_c, B_r) після відпалу.

Ключові слова: спікання, перитектоїдне перетворення, стискальні напруження, коерцитивна сила, залишкова індукція.

Вступ

На сьогодні основою для виробництва постійних магнітів є сплави перехідних металів (Т) з рідкісноземельними (R) або сплави, у яких необхідний рівень магнітних властивостей забезпечується наявністю інтерметалевих сполук типу $RT_5, R_2T_{17}, R_2T_{14}B$. Ці сплави мають найкращі властивості порівняно з відомими сплавами і використовуються майже у всіх галузях сучасної техніки [1].

Цим вимогам відповідають постійні магніти, виготовлені на основі сплавів системи Nd-Fe-B, у яких основною магнітною фазою є сполука $Nd_2Fe_{14}B$. Спорідненою системою є система Nd-Fe-C, у якій утворюється фаза $Nd_2Fe_{14}C$ ізоструктурна фазі $Nd_2Fe_{14}B$. Оскільки поле кристалографічної анізотропії зазначених сполук є різним, а саме – для сполуки $Nd_2Fe_{14}C$ воно вище в 1,5 раза порівняно з фазою $Nd_2Fe_{14}B$ ($H_A = 7,6$ МА/м і $H_A = 5,4$ МА/м, відповідно), то в магнітах на основі сплавів системи Nd-Fe-C можуть бути досягнуті більш високі значення коерцитивної сили. Також відомо, що фаза $Nd_2Fe_{14}C$ утворюється за перитектоїдною реакцією ($Fe + Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$) в інтервалі температур 1123÷1173 К, причому час повного перетворення становить більше 20 діб [2]. Для прискорення перитектоїдної реакції в системі Nd-Fe-C використовують такі методи: легування бором, міддю та гартування з рідкого стану (ЗРС) [3]. Цей шлях дозволяє скоротити час перитектоїдного перетворення до кількох десятків хвилин.

У роботі проведено комплексне дослідження впливу легування, швидкого охолодження розплаву (ЗРС) та ущільнення під тиском продуктів гартування перед спіканням магніту.

Матеріали і методи дослідження

Для дослідження впливу стискавальних напружень на процес спікання швидкозагартованих стрічок вибрали сплави системи Nd – Fe – C, які легували бором та міддю з метою прискорення перитектоїдного перетворення ($Fe + Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$). Хімічний склад досліджуваних сплавів наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад вихідних сплавів системи Nd-Fe-C

Сплав	Склад, % ат.				
	Nd	Fe	B	C	Cu
№ 1	20	69,5	0,5	9,5	0,5
№ 2	20	69	0,5	9,5	1,0
№ 3	20	68,5	0,5	9,5	1,5
№ 4	20	68	0,5	9,5	2,0
№ 5	20	67,5	0,5	9,5	2,5

Як видно з таблиці, до складу сплавів входить залізо і мідь. Вибирали склад так, щоб змінювалась тільки кількість міді й заліза, а інші складові залишалися незмінними. Сплави виплавляли у вакуумній печі. Після виплавки, охолодження і гомогенізації, здійснювали гартування з рідкого стану методом лиття плоскої струмини на мідний барабан, що швидко обертається. Стрічки (лусочки), які були отримані, мали товщину

від 0,01 до 0,015 мм. Відомо, що швидкість охолодження, згідно з розрахунками, наведеними в роботі [4], становить від 10^5 до 10^6 К/с.

Раніше в роботі [5] було показано, що при гартуванні з розплаву в наведених у таблиці 1 сплавах реалізується кристалічна або аморфно-кристалічна структура. Але однією з особливостей є те, що в продуктах гартування основна магнітна фаза $Nd_2Fe_{14}C$ формується безпосередньо з рідини, оминаючи перитектоїдну реакцію. За класифікацією Мірошніченка І.С. [6], таку фазу називають фазою з обмеженою метастабільністю. Окрім фази $Nd_2Fe_{14}C$ утворюються й інші фази, які кристалізуються згідно з діаграмою стану. В цій системі це такі фази: $Nd_2Fe_{17}C_x$, Nd_2Fe_{17} . Крім наведених фаз, утворюються також карбіди, збагачені неодимом та вуглецем, але їхня кількість значно менша порівняно з іншими фазами.

Отже, спікаючи отримані лусочки при температурі перитектоїдної реакції, ми маємо змогу різко її прискорити, тобто перехід від фази $Nd_2Fe_{17}C_x$ до фази $Nd_2Fe_{14}C$, оскільки в лусочках наявна метастабільна фаза $Nd_2Fe_{14}C$, на базі якої будуть проходити перетворення.

Для дослідження впливу стискувальних напружень на процес спікання було розроблено та застосовано

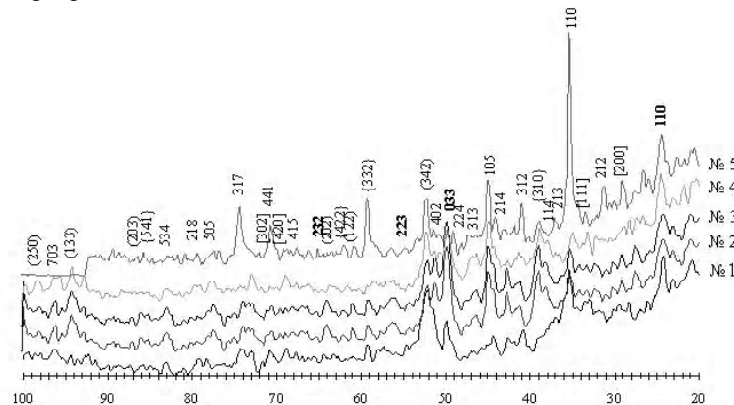
прес-форму з ніржавіючої сталі 12Х18Н10Т з механічними фіксаторами. Отримані лусочки укладали в прес-форму шарами, а потім ущільнювали під пресом. Було вибрано тиск 5 кгс/см^2 [3] і 30 кгс/см^2 . Після ущільнення компакт разом із прес-формою у зафіксованому стані поміщали у вакуумну шахтну піч, досягали середнього вакууму 10^{-5} атм (10^{-2} мм рт. ст.) і спікали при температурі перитектоїдного перетворення 1173 К протягом 1800 с. Відпал відбувався при температурі 1113 К протягом 1800 с.

Дослідження структурно-фазового стану компактів, отриманих у роботі, проводили стандартними методами:

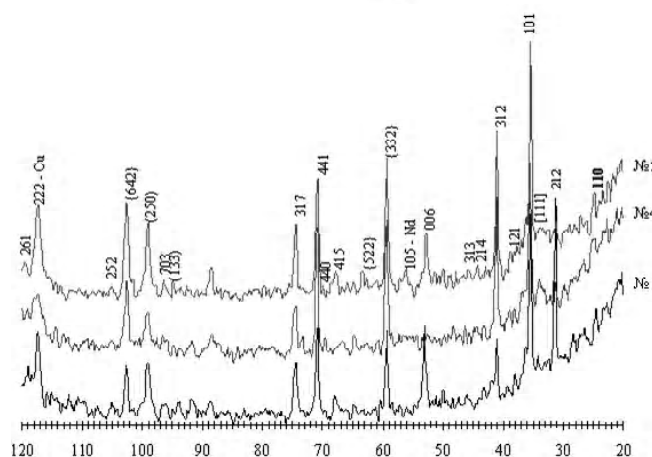
- рентгенівський фазовий аналіз (ДРОН-2);
- металографічний аналіз (оптичний мікроскоп *Olympus*);
- рентгеноспектральний аналіз (JEOL-JSM-6360LA, з розділенням 4 нм);
- вимірювання магнітних властивостей (вібраційний магнетометр Фонера).

Результати експерименту

Перш за все отримані компакт підлягали рентгенографічним та металографічним дослідженням. На рис. 1, а; б наведено типові рентгенограми, що



а



б

Рис. 1. Рентгенограми спечених компактів сполуки $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9.5}B_{0.5}$ до (а) і після (б) відпалу:

№ 1 – $x = 0,5$ ат., № 2 – $x = 1$ ат., № 3 – $x = 1,5$ ат., № 4 – $x = 2$ ат., № 5 – $x = 2,5$ ат. $hkl - Nd_2Fe_{14}C$, $hkl - Nd_2Fe_{17}$, $(hkl) - Nd_2C_3$, $[hkl] - Nd_{1.1}Fe_4B_4$, $\{hkl\} - Fe_3C$

отримані при зйомках компактів на дифрактометрі ДРОН-2уСо К_α монохроматизованому випромінюванні.

Якщо порівняти дифрактограми, отримані від зразків до відпалу (рис. 1, а) і після відпалу (рис. 1, б), то видно, що вони значно відрізняються одна від одної. Дифракційні максимуми в першому випадку мають «розмитий» характер, а також значні флуктуації фону. Це дає підстави стверджувати, що безпосередньо після спікання у структурі зразка присутні мікронапруження (напруження II-го роду), а також наявна значна мікронеоднорідність. Після відпалу характер рентгенограм (рис. 1, б) змінився: дифракційні максимуми стають чіткими, без розмиття, а також зменшуються фонові флуктуації. Тобто після відпалу значно зменшуються мікронапруження, а також збільшується структурна однорідність фаз, які входять до складу сплавів.

Аналіз і розрахунок дифрактограм показав, що в процесі спікання й відпалу змінюється фазовий склад сплавів залежно від кількості міді у вихідних сплавах (табл. 1–3). Зі збільшенням вмісту міді з 0,5 % ат. до 2,5 % ат. спостерігається перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів у різних фазах. Так, інтенсивність ліній фази Nd₂Fe₁₄C зростає, а фаз Nd₂Fe₁₇ і Nd₂Fe₁₇C_{0,4}, які беруть участь у перитектоїдному перетворенні, зменшуються. Крім того, у компактах спостерігається поява фази з міддю (табл. 3, рис. 1, б).

Таблиця 2 – Фазовий склад компактів, спечених зі сплаву Nd₂₀Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5} до відпалу

№ зразка	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
Фазовий склад					
Nd ₂ Fe ₁₄ C	+	+	+	+	+
Nd ₂ Fe ₁₇ C _{0,4}	+	+	+	+	–
Nd ₂ Fe ₁₇	+	+	+	+	+
Nd ₁₁ Fe ₄ B ₄	+	+	+	+	+
Fe	+	+	–	+	+

Таблиця 3 – Фазовий склад компактів, спечених зі сплаву Nd₂₀Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5} після відпалу

№ зразка	№ 3	№ 4	№ 5
Фазовий склад			
Nd ₂ Fe ₁₄ C	+	+	+
Nd ₂ Fe ₁₇ C _{0,4}	+	+	–
Nd ₂ Fe ₁₇	+	+	+
Nd ₁₁ Fe ₄ B ₄	+	+	+
(Nd,Fe,C,Cu)	+	+	+

Для підтвердження зменшення дефектності структури після відпалу за дифрактограмами розраховували параметри *a*, *c*, *c/a* тетрагональної кристалічної ґратки основної магнітної фази Nd₂Fe₁₄C безпосередньо після спікання і після відпалу. Результати розрахунків наведені в табл. 4–5 та на рис. 2. Із таблиць видно, що параметр *a* фази Nd₂Fe₁₄C до відпалу і після відпалу змінюється мало і практично відповідає табличному значенню. Разом з тим параметр *c*, а також відношен-

ня *c/a* значно змінюються в залежності від вмісту міді у сплаві – безпосередньо після спікання *c/a* зростає до 1,5, а після відпалу зменшується до табличного значення 1,36.

Таблиця 4 – Значення параметрів ґратки основної магнітної фази Nd₂Fe₁₄C до відпалу для компактів, спечених в умовах стискальних напруг

Сплав	<i>a</i> , нм	<i>c</i> , нм
	0,8831*	1,2023*
Nd ₂₀ Fe _{69,5} Cu _{0,5} C _{9,5} B _{0,5}	0,92028	1,3586
Nd ₂₀ Fe ₆₉ Cu ₁ C _{9,5} B _{0,5}	0,89394	1,34
Nd ₂₀ Fe _{68,5} Cu _{1,5} C _{9,5} B _{0,5}	0,87634	1,31601
Nd ₂₀ Fe ₆₈ Cu ₂ C _{9,5} B _{0,5}	0,87459	1,31603
Nd ₂₀ Fe _{67,5} Cu _{2,5} C _{9,5} B _{0,5}	0,91013	1,37193

Примітка: * – вихідні значення параметрів *a*, *c*

Таблиця 5 – Значення параметрів ґратки основної магнітної фази Nd₂Fe₁₄C після відпалу для компактів, спечених в умовах стискаючих напруг

Сплав	<i>a</i> , нм	<i>c</i> , нм
	0,8831*	1,2023*
Nd ₂₀ Fe _{68,5} Cu _{1,5} C _{9,5} B _{0,5}	0,85434	1,17148
Nd ₂₀ Fe ₆₈ Cu ₂ C _{9,5} B _{0,5}	0,85876	1,15791
Nd ₂₀ Fe _{67,5} Cu _{2,5} C _{9,5} B _{0,5}	0,85299	1,17638

Примітка: * – вихідні значення параметрів *a*, *c*

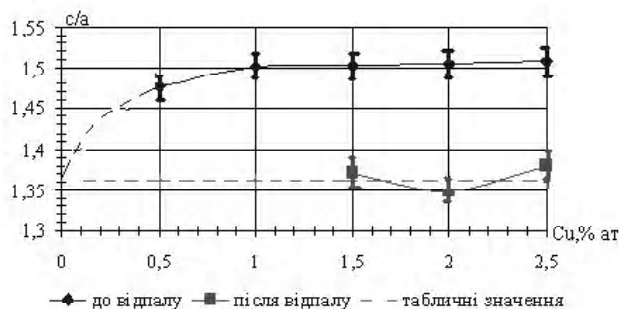


Рис. 2. Зміна тетрагональності фази Nd₂Fe₁₄C компактів залежно від вмісту міді до і після відпалу

Багатофазний склад спечених компактів підтверджують і металографічні дослідження. Як видно з рис. 3, в структурі компактів після спікання досліджених сплавів спостерігаються зерна різних розмірів неправильної форми з нечіткими границями. Видно, що в сплавах № 2 та № 3 (рис. 3, б, в) зерна мають найбільший розмір ($d_{сеп} = 6,5$ мкм), для інших сплавів структура більш однорідна. При збільшенні вмісту міді до 2 % ат. спостерігається найбільш оптимальна мікроструктура для досягнення високих магнітних властивостей. Зерна фази Nd₂Fe₁₄C мають більш правильну округлу форму, хоча границі залишаються розмитими (рис. 3, д). Також видно, що процес перитектоїдного перетворення пройшов не повністю (рис. 3), про що свідчить неоднорідність структури, а також нагромадження однієї фази на іншу (фази різного кольору).

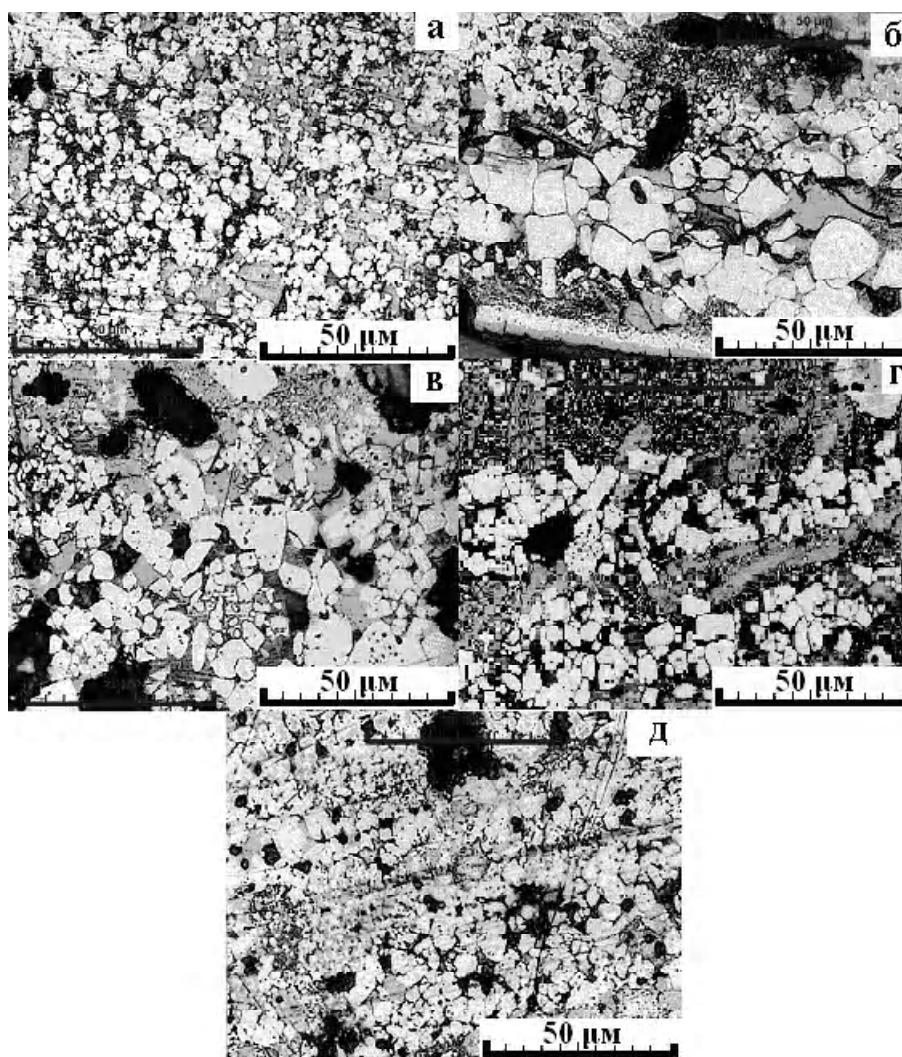


Рис. 3. Мікроструктури спечених компактів сполуки $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$ до відпалу:

$a - x = 0,5$ % ат., $б - x = 1$ % ат., $в - x = 1,5$ % ат., $г - x = 2$ % ат., $д - x = 2,5$ % ат.

При відпалі відбувається здрібнення структури (рис. 4, a ; $в$; $г$), зерна фази $Nd_2Fe_{14}C$ набувають більш правильної геометричної форми з тонкою і чіткою границею та мінімальним міжзеренним простором. Розміри зерен коливаються в межах $2,4 \div 3,4$ мкм. Найменші зерна спостерігались у компактах, які містять 1,5 % ат міді, найбільші зерна – при 1 % ат міді (рис. 4, $б$; $в$). Збільшення вмісту міді сприяє оптимізації структури: основний об'єм компактів займає φ -фаза ($Nd_2Fe_{14}C$), кількість пор і площа міжзеренного простору мінімальна, границі зерен тонкі і чіткі (рис. 4, 5).

Методом рентгеноспектрального мікроаналізу (рис. 5) встановлено, що зерна правильної форми світлого кольору являють собою зерна φ -фази ($Nd_2Fe_{14}C$), а зерна темного-сірого кольору відповідають фазі $Nd_2Fe_{17}C_x$. Наявність фази $Nd_2Fe_{17}C_x$ підтверджує припущення, що перитектоїдне перетворення пройшло не повністю. Результати рентгеноспектрального аналізу показали, що не спостерігається точного збігу зі стехіометричним складом для структурних

складових у спечених компактах. Найбільш точний стехіометричний склад мають зерна φ -фази у зразку № 4 (1,5 % міді) (рис. 4, $в$), занижена тільки концентрація вуглецю. У міжзеренному просторі спостерігаються включення карбідів (табл. 6).

Проведено дослідження магнітних властивостей H_{Ci} і B_r у спечених компактах до (після спікання) та після відпалу.

Таблиця 6 – Хімічний склад структурних складових сплаву № 5, мікроструктура якого наведена на рисунку 5

Позначення на рис. 5	Вміст елементів, % ат.				Фаза
	Nd	Fe	C	Cu	
1	12,8	80,22	6,85	0,12	$Nd_2Fe_{14}C$
2	11,5	82,75	5,75	–	$Nd_2Fe_{14}C$
3	43,8	0,9	55,3	–	Nd_2C_3
4	13,49	77,02	8,95	0,53	$Nd_2Fe_{14}C$
5	0,4	76,2	23,4	–	Fe_3C
6	8,32	91,46	0,22	–	Nd_2Fe_{17}
7	35,28	52,92	9,35	2,44	(Nd,Fe,C,Cu)

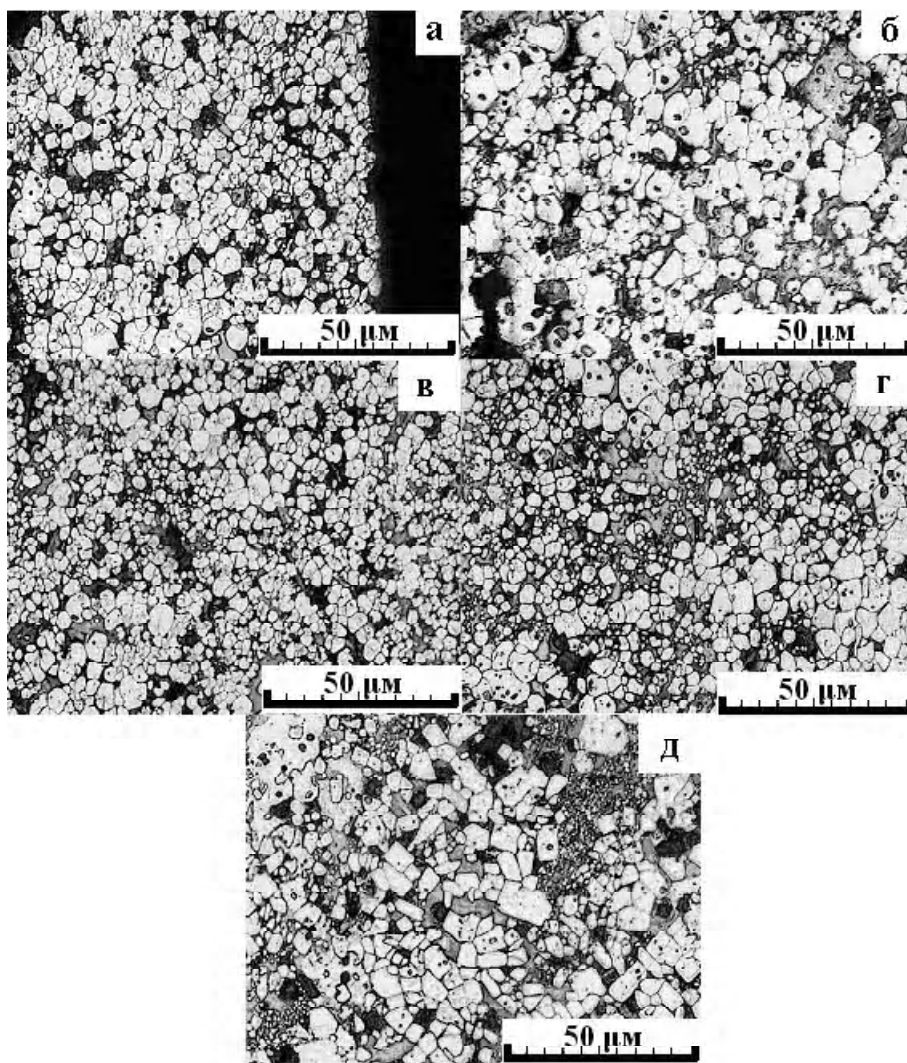


Рис. 4. Мікроструктури спечених компактів сплаву $\text{Nd}_{20}\text{Fe}_{70-x}\text{Cu}_x\text{C}_{9,5}\text{B}_{0,5}$ після відпалу при температурі 1113 К:
 $a - x = 0,5$ % ат., $б - x = 1$ % ат., $в - x = 1,5$ % ат., $г - x = 2$ % ат., $д - x = 2,5$ % ат.

На рис. 6, *a* показана залежність величини коерцитивної сили H_{Ci} спечених компактів від вмісту міді до й після термообробки. Видно, що значення H_{Ci} коерцитивної сили зростає зі збільшенням вмісту міді. Максимальне значення $H_{Ci} = 110$ кА/м до відпалу, $H_{Ci} = 264$ кА/м після відпалу. Дещо менша величина коерцитивної сили спостерігається у сплаві з 1 ат. % міді. При подальшому збільшенні концентрації міді в компактах до і після відпалу H_{Ci} зростає.

Такі відмінності можна пояснити тим, що для компакта № 2 як до, так і після відпалу спостерігаються найбільші зерна ϕ -фази (рис. 4, *б*) та наявність зерен магнітом'якої фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$, які сприяють виникненню полів розсіювання. Навпаки, для зразка № 5 спостерігається оптимальна мікроструктура (особливо після відпалу, рис. 4, *д*) з малими зернами ϕ -фази й з найменшим об'ємом міжзеренного простору. Наявність дефектів структури, включення оксидів і карбідів у міжзеренному просторі, які виступають джерелами утворення доменів зворотної намагніченості, також пояснює малі значення H_{Ci} .

Окрім підвищення коерцитивної сили, при легуванні міддю спостерігається також зростання залишкової індукції зразків як до, так і після відпалу, (рис. 6, *б*).

Обговорення

Аналізуючи отримані результати, можна констатувати, що гартування з рідкого стану сплавів $\text{Nd}_{20}\text{Fe}_{70-x}\text{B}_{0,5}\text{C}_{9,5}\text{Cu}_x$ дає можливість одержати основну магнітну фазу $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ безпосередньо з рідини. Крім того, одержання метастабільної ϕ -фази не виключає кристалізацію фази типу $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$, що відповідає рівноважній діаграмі стану й бере участь у перитектоїдному перетворенні ($\text{Fe} + \text{Nd}_2\text{Fe}_{17} + \text{Nd}_4\text{FeC}_6 \leftrightarrow \text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$). Крім наведеного факту, відомо також, що бор і мідь сприяють прискоренню перетворення фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$ в $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{C}$ [2, 3]. У цій роботі введено ще один термодинамічний параметр – зовнішній тиск (стиск продуктів гартування в струбці 5 атм і 30 атм) і досліджується його вплив на процес перитектоїдного перетворення. Необхідно також відзначити, що мідь і залізо, які входять до складу сплавів, є перехідними елемен-

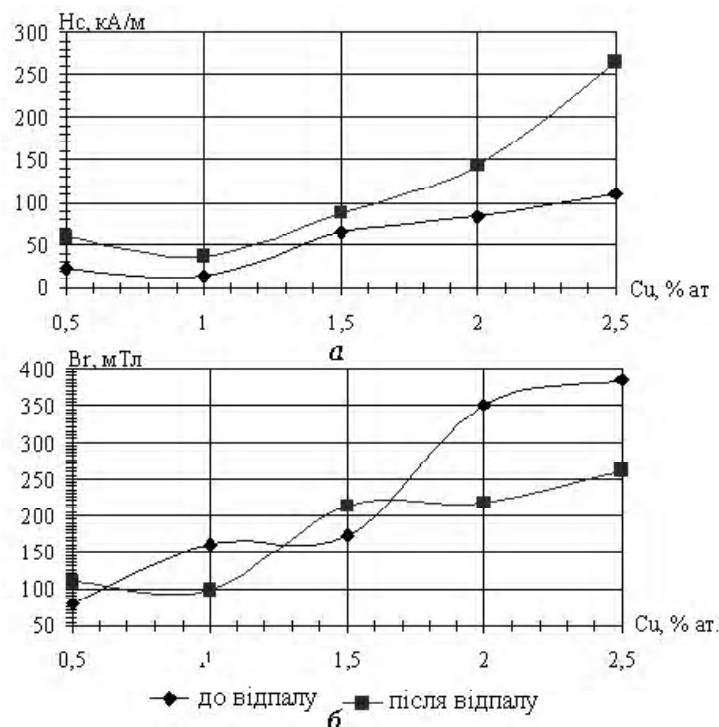


Рис. 6. Графік залежності коерцитивної сили (а) та залишкової індукції (б) від вмісту міді до й після відпалу для компактів, спечених зі сплаву $Nd_{20}Fe_{70-x}Cu_xC_{9,5}B_{0,5}$

тами. Відомо також, що в елементарній ґратці фази $Fe_{14}Nd_2C$ існують позиції, у яких заміна атомів заліза на атоми міді, наприклад $16K_2$ і $8J_2$ [7] не приводить до істотної зміни ефективних магнітних полів, але може привести до зміни параметрів ґратки. Результати розрахунків параметрів ґратки фази $Fe_{14}Nd_2C$ залежно від вмісту міді показані на рис. 2. Як видно з рисунка відношення c/a у спечених компактах залежить від процентного вмісту міді і тільки після відпалу приходить до табличних значень. Змінюється також вид дифрактограм до відпалу (після спікання) і після відпалу спечених компактів: значно зменшуються флукутації інтенсивності фону, збільшується «гострота» дифракційних максимумів, а також збільшується інтенсивність максимумів, які відповідають ϕ -фазі. Це означає, що після гартування з рідкого стану у фазі є надлишкова кількість атомів міді, які при спіканні під тиском не встигають покинути решітку й тільки при тривалому відпалі дифундують на границі зерен, де утворюється складна фаза на основі Nd, Cu, C, Fe, структурний тип якої не встановлений.

У такий спосіб стискувальних напружень сприяють ущільненню зразка й спіканню по границях лусочок, але в той же час дифузійні процеси в напруженому стані ускладнені. У результаті перитектоїдна реакція відбувається не повністю (рис. 3), тому для завершення перитектоїдного перетворення й створення оптимальної структури для одержання високих магнітних властивостей необхідно виконати додатковий відпал після спікання без зовнішніх навантажень.

При спіканні під дією стискальних напруг 5 кгс/см^2 і 30 кгс/см^2 не виявлено розбіжностей [3] у структурно-фазових складових компактів, але в цілому структура компактів, отриманих при більшій стискальній напрузі, є більш однорідною, пори практично відсутні. При візуальному огляді компакти мали металевий блиск і відрізнялися більшою міцністю.

Порівнюючи магнітні властивості компактів, які були отримані при стискальних напругах 5 кгс/см^2 і 30 кгс/см^2 [3], видно, що відбувається значне підвищення коерцитивної сили та залишкової індукції ($H_c = 240 \div 280 \text{ кА/м}$, $B_r = 240 \div 260 \text{ мТл}$, див. рис. 6, а; б). Це можна пояснити тим, що, по-перше, при більшому стискувальному напруженні покращується щільність компакта, зменшується кількість пор (підвищується значення B_r) та міжзеренного простору. По-друге, ми припускаємо (підтверджується результатами рентгеноспектрального аналізу, рис. 5, табл. 6), що при спіканні у міжзеренному просторі утворюється парамагнітна фаза з міддю (Nd, Fe, C, Cu), яка перешкоджає утворенню полів розсіювання та доменів зворотної намагніченості (що підвищує H_c).

Підвищення магнітних характеристик після відпалу можна пояснити оптимізацією структури (рис. 4) та збільшенням у міжзеренному просторі об'ємної частки фази (Nd, Fe, C, Cu), особливо при вмісті 2,5 % ат. міді. Збільшення коерцитивної сили компактів до 40 % (рис. 6, а) після відпалу пояснюється також перетворенням майже всієї кількості магнітом'якої фази Nd_2Fe_{17} у магнітожорстку фазу $Nd_2Fe_{14}C$, зменшенням об'єму зернограничних областей і кількості включень

карбідів і оксидів, а також збільшенням довжини границь зерен фази $Nd_2Fe_{14}C$ (див. рис. 4).

Висновки

1. Легування бором, міддю та гартування із рідкого стану сплавів Nd-Fe-C дає змогу отримати основну магнітну фазу $Nd_2Fe_{14}C$ безпосередньо з рідкого стану, не виключаючи кристалізацію магнітом'якої фази Nd_2Fe_{17} .

2. Пресування ЗРС лусочок під тиском 5 кгс/см² і 30 кгс/см² і спікання при температурі перитектоїдного перетворення 1073 ÷ 1173 К, з одного боку, дає змогу отримати ущільнений зразок з хорошим спіканням по границях лусочок, з іншого боку, під впливом стискальних напруг процес перитектоїдного перетворення затримується.

3. Відпал спеченого компакту без стискувальних напружень приводить до прискорення перитектоїдного перетворення, а також до формування структури зі складною неферомагнітною фазою на основі Fe, Cu, Nd по границях зерен, яка перешкоджає отриманню доменів зворотної намагніченості.

4. Стискальні напруження при спіканні та легування міддю і бором дають змогу підвищити магнітні характеристики в 2 рази після відпалу.

Перелік посилань

1. Current Status of Global NdFeB Magnet Industry [Proc. of the 18th Int. Workshop on HPMA, September, 2004, Annecy, France, v 1/Y. Luo. – Annecy (France). – 2004. – P. 28–39.
2. Grieb B. As-cast magnets based on Fe-Nd-C / B. Grieb, K. Fritz // J. Appl.Phys. – 1991, Vol. 70. – P. 6447–6449.
3. Ажажа В. М. Исследование структурно-фазовых превращений при спекании в закаленных сплавах системы Nd-Fe-C/ [В. М. Ажажа, Г. П. Брехеря, А. М. Бовда и др.] // Вопросы атомной науки и техники. – X., 2007. – № 4. – С. 155–160.
4. Мирошниченко И. С. Определение скорости охлаждения при закалке из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко, Г. П. Брехеря, Л. Б. Ткаченко // Физика и химия обработки материалов. – 1975. – № 53, вып. 6. – С. 53–56.
5. Виставкіна В. В. Вплив нерівноважних умов охолодження на фазоутворення у легованих міддю магнітотвердих сплавах системи Nd-Fe-C: дис. ... канд. фіз.-мат. наук : 01.04.07 / Виставкіна Віолета Володимирівна. – Запоріжжя, 2006.
6. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко – М. : Metallurgia. –1982. –168 с.
7. Магнитные свойства и параметры мессбауровских спектров магнитов R-Fe-B-M : материалы XII Междунар. конф. по постоянным магнитам, май, 1995, Суздаль / А. А. Журавлев, С. М. Маргарян, А. А. Лукин. – Суздаль, 1995. – 60 с.

Одержано 16.03.2010

G. P. Breharya, T. V. Gulyaeva, A. G. Ravlik, B. O. Avramenko, T. U. Nikolaeva,
O. M. Bovda, L.V. Onischenko

THE INFLUENCE OF COMPRESSIVE STRESSES ON PHASE FORMATION AND MAGNETIC PROPERTIES OF ND-FE-C, B, CU SYSTEM ALLOYS SINTERED COMPACTS

В работе исследовались структурно-фазовые превращения в процессе вакуумного спекания пленок сплавов $Nd_{20}Fe_{70-x}B_{0,5}C_{9,5}Cu_x$, полученных закалкой из жидкого состояния. Перед спеканием пленки слоями укладывали в пресс-форму, уплотняли под прессом (давление 5 и 30 кгс/см²) и в сжатом состоянии помещали в вакуумную печь. Пленки в исходном состоянии были аморфными или аморфно-кристаллическими с метастабильной фазой $Nd_2Fe_{14}C$. При спекании происходит кристаллизация аморфной составляющей, а также рост метастабильной фазы за счет перитектоидного превращения ($Fe + Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$). Увеличение содержания меди в сплаве ускоряет перитектоидное превращение. Повышение сжимающих напряжений способствует уплотнению компактов и увеличению магнитных свойств (H_c , B_r) росту коэрцитивной силы H_c и остаточной индукции B_r спеченных компактов после отжига.

Ключевые слова: спекание, перитектоидное превращение, сжимающие напряжения, коэрцитивная сила, остаточная индукция.

The structure-phase transformations of $Nd_{20}Fe_{70-x}B_{0,5}C_{9,5}Cu_x$ alloys melt-spun film during vacuum sintering process were researched. Films were layered in press-form, compacted under press (the pressure 5 and 30 kgf/cm²) and in compressed condition were placed in vacuum furnace. The films were amorphous or amorphous-crystalline in initial state with $Nd_2Fe_{14}C$ metastable phase. Under sintering the crystallization of amorphous constituent as well as growth of the metastable phase occur due to peritectoid transformation ($Fe + Nd_2Fe_{17} + Nd_4FeC_6 \leftrightarrow Nd_2Fe_{14}C$). The alloys copper content increasing accelerates the peritectoid transformation. Enhancement of compressive stresses favors densifying of the compacts and improvement of their magnetic properties (coercivity H_c and remanence B_r) after sintering.

Key words: compressive stresses, vacuum sintering, peritectoid transformation, coercive force, remanence.

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ, ЛЕГОВАНОЇ ВТОРИННИМ ВОЛЬФРАМОМ

Проведено дослідження інструментальної штампової сталі для гарячого деформування 3Х2В8Ф, яку було витоплено з використанням вторинного вольфраму. При порівнянні механічних властивостей експериментальної та базової сталі суттєвих розбіжностей не спостерігалося. Висунуті рекомендації з подальшого використання лігатур, витоплених з використанням вторинного вольфраму.

Ключові слова: вторинний вольфрам, лігатури, інструментальна штампова сталь для гарячого деформування, структура, властивості, дійсне зерно аустеніту, карбіди.

Сталі, що використовуються для виготовлення штамів гарячого деформування, повинні мати високий рівень механічних властивостей при підвищених температурах. Так, пресові інструменти працюють при порівняно повільному навантаженні та великій тривалості контакту із заготовкою (0,1–0,4 м/с), що стимулює розігрівання поверхні інструмента до 650–750 °С і більше. Окрім цього, сталі для гарячого деформування повинні мати: високу в'язкість (що дає підвищення стійкості до крихкого руйнування), розпалостійкість, окалиностійкість і опір корозії під навантаженням, великою стійкістю проти короблення, стійкістю проти знеуглецювання, задовільною обробкою різанням та шліфувальністю.

Всі вище перераховані вимоги задовільнюються раціональним легуванням та підбором режимів термічної обробки. Основні легувальні елементи, які використовують для легування сталей, такі: хром, ванадій, кремній, молібден, вольфрам. Інколи використовують нікель, титан, марганець, кобальт.

Вольфрам при введенні до складу штампової сталі, призводить до зменшення зерна аустеніту, а також підвищує теплостійкість. Сприятливий вплив на структуру при збільшенні його концентрації до 5 % пов'язують зі збільшенням кількості карбідів M_6C більш дисперсного розміру. Концентрація вольфраму понад 5% (мас.) сприяє збільшенню ефекту дисперсійного твердіння після гартування та високого відпускання. Також відбувається покращення теплостійкості сталі при комплексному легуванні [1].

Сучасні вимоги промисловості спрямовані на зменшення собівартості продукції при мінімальних капіталовкладеннях. Тому мета роботи ґрунтується на тому, щоб не відхиляючись від стандартних технологій виготовлення виробів, використати більш дешевий легувальний елемент із вторинного вольфраму і отримати спеціальну сталь, яка б задовольняла вимогам до

хімічного складу, механічних властивостей та структури.

Для дослідження впливу легувального елемента із вторинного вольфраму [2] на властивості та структуру була обрана інструментальна гарячештампова сталь 3Х2В8Ф.

Матеріали та методика дослідження

Витоплення сталі проводилося в печі ОКБ 862 відкритим методом. Шихтовими матеріалами були ферохром марки ФХ006 (ГОСТ 4757-91), ферованадій марки ФВд50 (ГОСТ 27130-86) та лігатура, яка була витоплена з використанням вторинного вольфраму [3], основа – технічно чисте залізо. Після витоплення сталь розливалася в чавунні кокілі з розмірами діаметром 84 мм та довжиною 400 мм. Хімічний склад витопленої сталі наведений у таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад експериментальної сталі (3Х2В8Ф^Е), витопленої з використанням лігатури із вторинного вольфраму та згідно з ТУ 14-1-5243-93

Марка	Масова частка елемента, %			
	С	Cr	W	V
3Х2В8Ф ^Е	0,3	2,6	8,4	0,21
ТУ 14-1-5243-93	0,3–0,4	2,2–2,7	7,5–8,5	0,2–0,5

Для релаксації термічних напруг відливки ізотермічно відпалювалися за режимами 840–860 °С, 4 години, перенос на 700 °С – 6 годин. Відпалювання проводили в печі СНОЛ. Твердість після обробки не перевищувала 240 НВ.

Перед куванням, для зменшення дефектності поверхні, було проведено обдирання зливка на \varnothing 55 мм. Кування здійснювалося за три етапи на пресі АКП-500 при температурі поковки від 1160 °С до 850 °С (підігрівання здійснювалося в печі Г-60). Після обробки отримали

квадрат зі стороною 20 мм, який піддали ізотермічному відпалюванню за режимом, наведеним вище.

Зразки для випробування на розтягування при кімнатній та підвищеній температурах виготовлялися згідно з ГОСТ1497-84. Було обрано тип зразка IV з робочою довжиною $l_0 = 50$ мм та діаметром $d_0 = 5$ мм. Випробування при 20 °С проводилося на випробувальній машині FY100/1, а при 600 °С на машині ЦД – 4, яка оснащена пічкою. Вимірювання температури здійснювалося з точністю ± 3 °С, витримка перед випробуванням становила 15 хвилин.

Ударна в'язкість визначалася на маятниковому копрі МК-30А (з граничною енергією 300 Дж) на зразках з U- подібним надрізом та робочим перетином 10×8 мм і довжиною 55 мм. Температура випробування – кімнатна.

Основна термічна обробка зразків проводилася за режимом: гартування 1100±10 °С в олії з наступним відпуском при 650±10 °С, 2 години в печі СНОЛ, згідно з рекомендаціями [4]. Зразки розташовувалися в кварцевій трубі, кінці якої запаювалися, що дало змогу отримати мінімальний шар окислів, який при завершальній механічній обробці (шліфуванні) знімався разом з припуском.

Дослідження мікроструктури проводили на мікроскопі МІМ-8М, обладнаного цифровою фотокамерою «Оlympus» та з використанням растрового електронного мікроскопа РЕМ – 106 И при прискорювальній напрузі від 10 до 30 кВ та силі струму 60–120 μ А у відбитих та вторинних електронах. Зразки механічно полірували та травили в реактиві «Марбл» (100 мл HCl, 20 гр CuSO₄, 100 мл H₂O) упродовж 10–20 секунд та знежирювали в спирті.

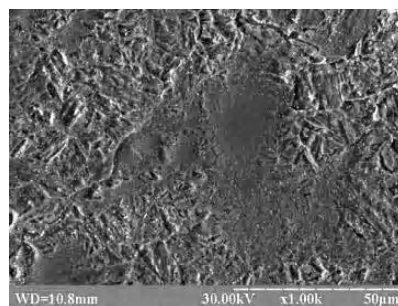
Твердість вимірювалась на твердомірі типу ТК-2 згідно з ГОСТ 9013-59 за шкалою «С» з попереднім навантаженням $P_0 = 100$ Н, а похибка при вимірюванні не перевищує 1–2 одиниці.

Результати дослідження та їх обговорення

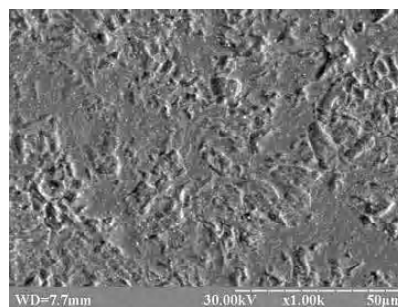
Інструментальна штампова сталь 3Х2В8Ф є однією з високолегованих (вольфрамом) сталей у своїй підгрупі, яка працює при високих навантаженнях і температурах 600–650 °С. Указана марка сталі була обрана у зв'язку зі збільшеним вмістом вольфраму в її складі, з метою дослідження впливу вторинного вольфраму на механічні властивості та структуру. Також важливим фактором для вибору сталі слугували температури експлуатації.

Дослідження мікроструктури проходили у вигляді порівняльного аналізу двох сталей (експериментальної та базової), витоплених і термічно оброблених за класичною технологією, рекомендованою УкрНДІС-пецСталь [4].

Детальний аналіз мікроструктури дає змогу стверджувати, що структура експериментальної сталі майже не відрізняється від базової і складається з феритокарбідної суміші (рис. 1).



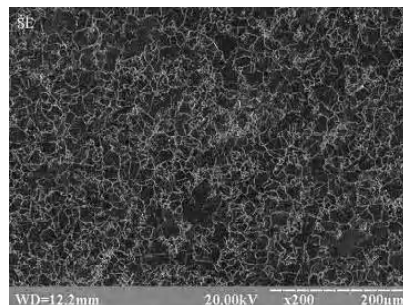
а



б

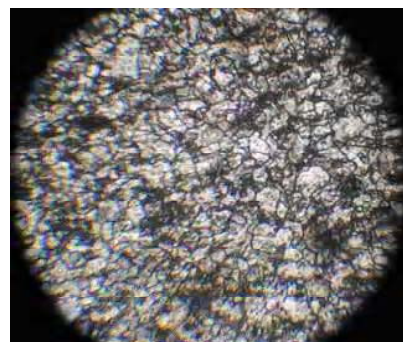
Рис. 1. Мікроструктура експериментальної сталі 3Х2В8Ф^Е (а) та базової сталі 3Х2В8Ф (б); $\times 1000$

Для визначення схильності росту зерна аустеніту зразки випробувалися за двома методиками (нагрівалися у вакуумі і повільно охолоджувалися та нагрівалися в окисному середовищі та повільно охолоджувалися). Отримані результати представлені на рисунку 2.



а

$\times 200$



б

$\times 300$

Рис. 2. Зерно аустеніту в експериментальній сталі після нагрівання до температур під гартування (1100 °С) у вакуумі (а) та на повітрі (б)

Після підрахунків за методом січних [5] отримали розмір зерна на рівні № 9–10 (для сталей цієї групи розмір аустенітного зерна регламентується № 8–11). Таким чином, заміна легувального елемента на вторинний вольфрам не впливає на ріст, форму та розподіл спеціальних карбідів, які, в свою чергу, беруть участь у стримуванні росту зерна аустеніту.

Додаткове відпускання сталі 3X2B8Ф^Е при 650 °С впродовж 4 годин, що визначає її теплостійкість за показниками твердості, не стимулювало процеси знеміцнення (таблиця 2) порівняно зі сталлю, витопленою за загальною прийнятою технологією [4].

Таблиця 2 – Результати визначення теплостійкості сталі та згідно з [4] за максимальною температурою додаткового відпускання

Марка	Твердість (HRC) після додаткового відпускання
3X2B8Ф ^Е	41±0,5
3X2B8Ф	40

Результати експерименту свідчать, що значення твердості сталей практично однакові. Тобто легування вторинним вольфрамом не впливає на показники твердості після відповідної витримки, що, ймовірно, є підтвердженням однакової природи і морфології спеціальних карбідів у сталях з різною технологією витоплення. У свою чергу, це дозволяє не знижувати температуру експлуатації експериментальної сталі.

Випробування механічних властивостей проводили при кімнатній температурі і температурі близькій до температури експлуатації сталі (600 °С). Результати механічних випробувань наведені в таблиці 3.

Відносна похибка при визначенні міцності та пластичності знаходилась у межах 1,0–1,3 %; видовження та звуження – 11,7–21,7 %; ударної в'язкості 10,4 %.

Середнє значення твердості у всіх випадках після повної термічної обробки складає 44 HRC, що відповідає робочій твердості сталі.

Порівняльний аналіз досліджень на розтягнення та ударне згинання свідчать про те, що легування вторинним вольфрамом не призводить до суттєвого зниження характеристик міцності або їх підвищення при всіх температурах випробування. Також не спостерігається

суттєвий вплив вторинного вольфраму на характеристики пластичності.

Сукупність отриманих результатів дозволяє визначити, що легування важкотопким бруктом у вивчених межах не впливає на механічні властивості сталі 3X2B8Ф.

Дослідження хімічного складу фаз проводилося в характеристичному рентгенівському випромінненні від характерних точок структурних складових. Для розгляду було обрано дві точки, від яких отримані спектри та розраховані кількості елементів (рис. 3).

Точка 1 характерна для матриці сталі і хімічним складом наближається до загального хімічного складу, хоча кількість вольфраму та вуглецю завищена, що пояснюється отриманням випроміннення від частинок карбідів, які знаходяться в поверхневій зоні та захоплюються зондом. Точка 2 відповідає вкрапленню, де спостерігається підвищений вміст вольфраму та вуглецю, але за рахунок того, що діаметр зонда більший за розмір включення, маємо, окрім вольфраму, ванадій та вуглецю, значну кількість заліза та хрому.

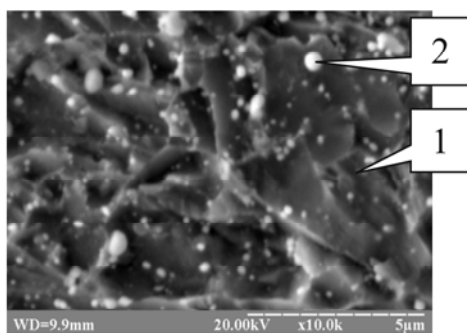
Отже, при детальному порівнянні структури, механічних та технологічних властивостей експериментальної сталі 3X2B8Ф^Е, можна, із достатньою мірою стверджувати, що використання лігатури, що містить вторинний вольфрам, не призведе до зниження її властивостей, а при цьому вартість сталі зменшується на 19800 грн/тонну за рахунок меншої вартості вторинного вольфраму. Таким чином, є реальна можливість використовувати лігатури із вторинним вольфрамом для легування сталей та стопів на залізній основі.

Висновки

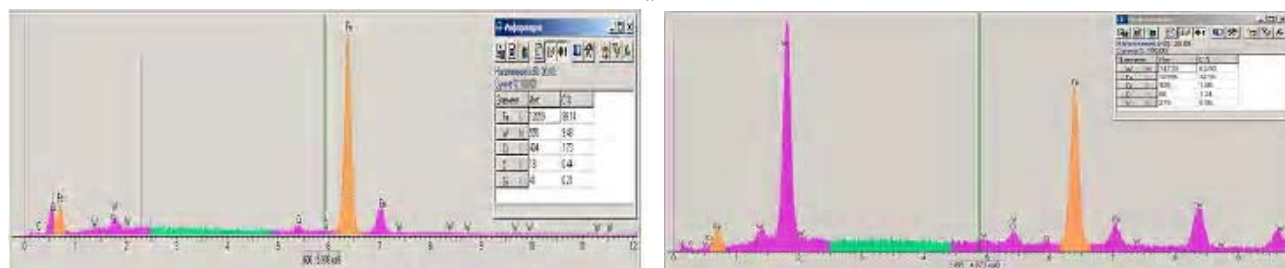
1. Витоплено експериментальну штампову сталь для гарячого деформування 3X2B8Ф^Е з використанням вторинного вольфраму.
2. Проведено стандартну обробку зливка за технологією оброблення гарячештампових сталей.
3. Встановлено присутність дисперсних вкраплень, які класифікуються спеціальними карбідами, що виділилися під час відпуску.
4. Порівняння механічних властивостей дало змогу оцінити на кількісному рівні відповідність сталі вигомам ТУ 14-1-5243-93.
5. Рекомендовано використання вторинного вольфраму для легування інструментальних сталей.

Таблиця 3 – Механічні властивості експериментальної сталі (3X2B8Ф^Е) та згідно ТУ 14-1-5243-93 після гартування 1100° С і наступного відпускання 650 ±10 °С

t °С	Марка	Твердість HRC	σ _{0,2} , МПа	σ _{0,2} , МПа	KCU, Дж/см ²	δ, %	ψ, %
20 °С	3X2B8Ф ^Е	44±0,8	1512±15,3	1387±16,6	28±2,9	12±2,6	37±7,0
	3X2B8Ф	45	1570	1400	25	10	35
600 °С	3X2B8Ф ^Е	–	1089±11,3	–	–	13±1,6	46±5,4
	3X2B8Ф	–	1170	–	–	11	44



а



б

№ точки	Кількість елемента (% мас.)						Всього, %
	Fe	Cr	W	C	Si	V	
1	88,14	1,73	9,48	0,44	0,21	–	100
2	32,56	1,85	63,80	1,24	–	0,55	100

в

Рис. 3. Мікроструктура сталі з відміченими місцями аналізу (а), спектрограми від місць, що аналізуються (б), приблизний хімічний склад місць, що аналізуються (в)

Перелік посилань

1. Позняк Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев – М. : Metallurgy, 1980. – 224 с.
2. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брукхту, що містить вольфрам / О. А. Глотка, А. Д. Коваль, Л. П. Степанова // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 17–20.
3. Глотка О. А. Використання важкотопкого брукхту для виготовлення Fe-W лігатури / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // Вісник двигунобудування . – 2008. – № 2 – С. 164–170.
4. Справочник по инструментальным сталям / [В. И. Канныка, В. Н. Терехов, А. Н. Мороз и др.] ; под ред. Ю. Ф. Тернового. – Х. : «Металлика», 2008. – 224 с.
5. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков – М. : Metallurgy, 1970. – 376 с.

Одержано 01.06.2010

O. A. Glotka, A. D. Koval

TOOL STEEL STRUCTURE AND PROPERTIES FOR HOT DEFORMATIONS ALLOYED WITH SECONDARY TUNGSTEN

Проведено дослідження інструментальної штампової сталі для горячого деформування 3X2B8Ф, котрою було виплавлено з використанням вторичного вольфрама. При порівнянні механічних властивостей суттєвих відмінностей не виявлено. Предложено рекомендації по дальнішому використанню лігатур виплавлених з використанням вторичного вольфрама.

Ключевые слова: вторичний вольфрам, лігатури, інструментальна штампова сталь для горячого деформування, структура, властивості, дійсне зерно аустеніта, карбиди.

The research of tool stamp steel 3X2B8Ф for hot deformation, which was smelted with the use of the secondary tungsten is provided. During comparison of mechanical properties the significant difference was not found. The recommendation for the further use of ligatures smelted with the use of the secondary tungsten are given.

Key words: secondary tungsten, master alloy, tool steel for hot deformation, structure, properties, valid grain of an austenite, carbides.

УДК 669.017:539.211

Ю. И. Кононенко, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

О КИНЕТИКЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПЛАСТИНЧАТЫХ ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНЫХ СТРУКТУР ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Рассмотрены особенности формирования пластинчатых феррито-цементитных смесей при распаде переохлажденного аустенита с учетом 1) практически полного отсутствия частиц выделений; 2) при наличии подвижных дисперсных частиц первичных избыточных фаз; 3) при наличии неподвижных микрочастиц избыточных фаз.

Ключевые слова: перлит, аустенит, феррит, цементит, избыточные частицы, сталь, эвтектоидное превращение, скорость роста перлитной колонии, фронт роста, подвижные и неподвижные включения, стационарный и нестационарный процесс роста.

1. Модели роста перлита без учета наличия частиц примесных фаз

Основное превращение, протекающее в углеродистых сталях при охлаждении со скоростью ниже критической, – это эвтектоидный распад аустенита на смесь феррита с цементитом. Известно, что движущей силой любого превращения является разность свободных энергий исходных и образующихся фаз. При температуре 727 °С аустенит находится в термодинамически устойчивом равновесии со смесью указанных фаз. При переохлаждении аустенита эвтектоидной стали с исходной концентрацией углерода 0,8 % несколько ниже линии PSK диаграммы Fe-Fe₃C происходит кооперативное формирование двухфазной колонии (феррито-цементитной смеси), т.е. перлита, который в зависимости от температуры образования имеет различную дисперсность. При этом новые образующиеся фазы имеют состав, отличающийся от состава исходного аустенита (феррит при 727 °С содержит 0,02 %С, а с понижением температуры растворимость углерода в нем несколько снижается, химический же состав цементита остается практически неизменным (6,67 %С)). Кроме того, при эвтектоидном распаде аустенита диффузионное перераспределение атомов углерода должно сочетаться с переходом атомов железа из одной полиморфной модификации (аустенит) в другую (феррит), а также с образованием химического соединения (цементит). Первый процесс связан с некоторым перемещением соответствующих атомов на расстояния больше межатомных, второй же сводится к перестройке решетки растворителя (т.е. железа) на границе раздела фаз аустенит/феррит и формированию новых химических связей между железом и углеродом [1]. Рост перлитной колонии контролируется диффузионным перераспределением углерода вдоль фронта превращения как в приграничном в объеме аусте-

нита, так и непосредственно на границе раздела аустенита с образующейся фазовой смесью.

Известно, что скорость роста перлитной колонии и ее межпластинчатое расстояние (т.е. суммарная толщина пластинок феррита и цементита или расстояние между серединами ближайших одноименных пластин) постоянны при данной степени переохлаждения аустенита. В некоторых работах, например [1, 2], была осуществлена попытка рассчитать скорость роста перлита при разных степенях переохлаждения эвтектоидной стали. При этом экспериментальные значения скорости роста перлитной колонии взяты из имеющихся публикаций (например, [3]).

Согласно представлению Б. Я. Любова [1], скорость роста перлитной колонии можно оценить по формуле:

$$v \approx \frac{4\pi D}{S} \left(\frac{c_0^{\gamma\alpha} - c_0^{\gamma\text{cem}}}{c_{\text{cem}} - c_\alpha} \right), \quad (1)$$

где D – коэффициент диффузии, равный

$$D = a \left(1 + c_0^{\gamma\alpha} + c_0^{\gamma\text{cem}} \right) \exp \left(- \frac{Q_a}{RT} \right); \text{ здесь множитель } a$$

равен 0,04; $c_0^{\gamma\alpha}$ и $c_0^{\gamma\text{cem}}$ – соответственно равновесные концентрации углерода в аустените у поверхностного раздела фаз аустенит/феррит и аустенит/цементит:

$$c_0^{\gamma\alpha} = 0,8 + 0,013(1000 - T), c_0^{\gamma\text{cem}} = 0,8 - 0,002(1000 - T);$$

$Q_a = 31350$ кал – энергия активации перераспределения углерода в аустените перед фронтом роста перлитной колонии; R – универсальная газовая постоянная; T – кельвиновская температура изотермического распада аустенита на феррито-цементитную смесь; c_{cem} та c_α – соответственно содержание углерода в цементите (6,67 %) и феррите (0,02 %) при 727 °С;

S – период повторяемости структурного фрагмента в перлите, который, согласно Зинеру [4], рассчитывается как $S \approx \frac{18}{1000 - T} \cdot 10^{-4}$ см.

Расчеты Хиллберта [2] основаны на уточненном в сравнении с представлениями Зинера подходе к оценке распределения атомов углерода вдоль фронта продольного роста перлитной колонии. Им была предложена следующая формула для расчета скорости роста перлита:

$$v \approx \frac{D}{a} \cdot \frac{S^2}{S^\alpha S^{cem}} \cdot \frac{c_0^{\gamma\alpha} - c_0^{\gamma cem}}{c_{cem} - c_\alpha} \cdot \frac{1}{S} \left(1 - \frac{S_c}{S} \right), \quad (2)$$

где параметры D , $c_0^{\gamma\alpha}$, $c_0^{\gamma cem}$, c_{cem} , c_α и S имеют тот же физический смысл, что и в работе [1], и рассчитываются примерно по таким же формулам; a – коэффициент, равный 0,72; S_c – некоторая функция, зависящая от параметров границы (величин углов сопряжения и значений поверхностной энергии). При максимальной скорости роста при каждой температуре превращения $S_c = \frac{1}{2} S$; S^σ и S^{cem} – толщины пластинок

феррита и цементита в перлите (при этом, $S^\alpha = \frac{7}{8} S$,

$$S^{cem} = \frac{1}{8} S).$$

Поскольку скорости роста перлитной колонии при разных переохлаждениях, полученные расчетным путем по формулам Любова [1] и Зинера (с уточнением Хиллберта) [2], дают значительное расхождение с экспериментальными значениями (таблица 1), нами был разработан иной подход для расчета скорости роста перлитной колонии, основаны на теоретической работе [5]. Соответствующая расчетная формула имела вид:

$$v = \frac{1}{3} m \left(P - \frac{2\gamma_{\phi\psi}}{L} \right), \quad (3)$$

где m – микроскопическая подвижность фронта роста перлитной колонии, оцененная нами, следуя Тарнбаллу

[6], как $m = 3 \frac{aV}{R} \cdot \frac{k}{h} \exp\left(-\frac{\Delta F_a}{RT}\right)$. Тут a – параметр решетки α -Fe, взятый как $3 \cdot 10^{-8}$ см, V – атомный объем моля железа, равный $7,19 \text{ см}^3$, k – постоянная Больцмана, h – постоянная Планка, ΔF_a – энергия активации, оцененная с учетом влияния углерода и особенностей строения межфазных границ (принималась как 24500 кал); P – движущая сила процесса, связанная с перекристаллизацией аустенита в фазовую смесь и меняющаяся с температурой, [7]; $\gamma_{\phi\psi}$ – удельная свободная энергия межфазной границы раздела феррит/цементит, которая с учетом определенной кристаллогеометрической связи этих фаз составляет приблизительно $2,38 \cdot 10^{-7}$ кал/см² [8], а L – межпластинчатое расстояние в перлите, которое по смыслу является в два раза меньшим, чем величина S ($L = \frac{1}{2} S$).

В таблице 1 приведены значения движущей силы процесса P [7], а также данные по оценке скорости роста перлита, полученные экспериментальным путем [3], и по формулам Любова (1), Зинера (с уточнением Хиллберта) (2), и предложенной авторами данной работы (3). Соответствующие графики зависимости скоростей роста перлитной колонии от температуры переохлаждения приведены на рисунке 1.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о том, что предложенная нами методика расчета скорости роста перлитной колонии по формуле (3), учитывающая особенности морфологии фронта роста колониальной структуры и особенно постоянство движущей силы во всех фигуративных точках указанного фронта, позволяет максимально приблизиться к экспериментальным оценкам этого кинетического параметра.

Некоторое смещение максимумов сравниваемых зависимостей легко объяснить тем, что в экспериментальной стали помимо 0,8 % углерода содержится еще 0,21 % марганца.

Кроме этого, нами была сделана попытка оценить расчетным способом скорость продольного роста перлита с учетом наличия подвижных и неподвижных частиц первичных неметаллических включений, которые присутствуют в любой углеродистой стали, например в эвтектоидной стали У8.

Таблица 1 – Скорости роста перлитной колонии, полученные экспериментальным или расчетным путем при разных переохлаждениях и переменной движущей силы

Температура превращения, °С	Движущая сила, P , кал/см ³	Скорость роста перлитной колонии $v_{\text{роста}} \times 10^4$, см/с			
		Экспериментальная	по расчету		
			(Любов)	(Зинер и Хиллберт)	(методика авторов)
700 (973К)	0,0695	0,30	0,65	0,61	3,89
650 (923К)	0,236	2,25	3,20	2,47	6,92
600 (873К)	0,43115	6,15	4,00	2,92	6,00
550 (823 К)	0,626	7,50	2,45	2,16	3,72
450 (723 К)	1,0153	0,50	0,70	0,46	0,76
400 (673 К)	1,21	0,30	0,15	0,14	0,25

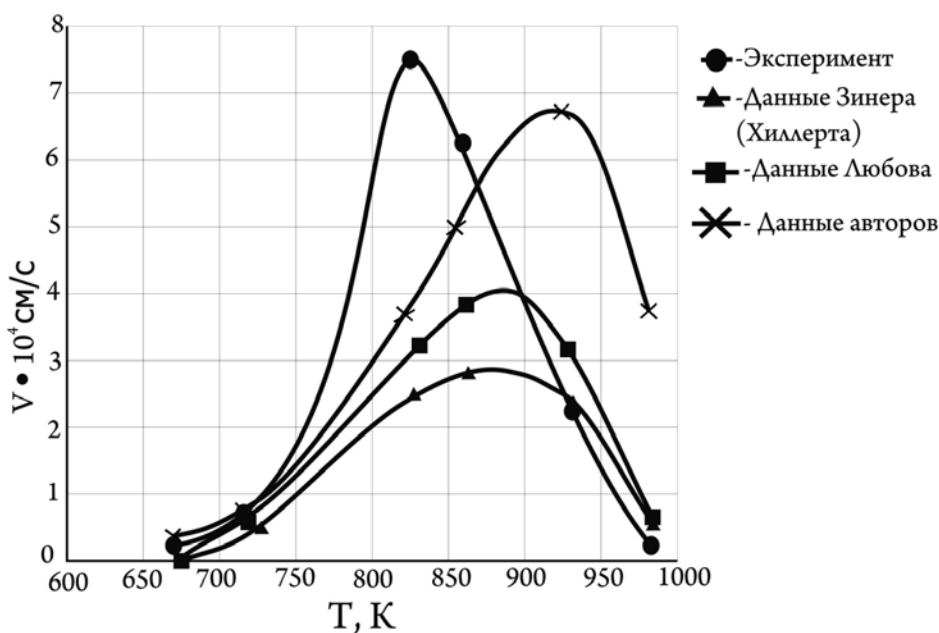


Рис. 1. Експериментальні та розрахункові швидкості росту перліта в евтектоїдній сталі

2 Случай наличия в аустените подвижных дисперсных частиц избыточных фаз

Одним из авторов настоящей работы была создана теоретическая модель [5] из двух типов зерен, которые образовались в результате описанного ранее твердого двухфазного превращения матричной фазы. Кооперативный рост кристаллов такой двухфазной колонии представлял собой последовательную реализацию двух режимов: нестационарного (т.е. стадия искривления начальных круговых сегментов фаз фронта роста) и стационарного (когда весь составной фронт двухфазной колонии движется как одно целое).

Интересно рассмотреть в соответствии с этой моделью эвтектоидный распад аустенита на феррито-цементитную смесь ($A \rightarrow \Phi + Ц$) в присутствии подвижных частиц (т.е. таких, которые захватываются фронтом роста и движутся вместе с ним) первичных выделений в стали (оксидов, сульфидов и др.).

Необходимо отметить, что удельная свободная энергия границы раздела феррит/цементит является очень низкой (10 эрг/см^2) по сравнению с энергиями границ раздела феррит/аустенит (550 эрг/см^2) и цементит/аустенит (25 эрг/см^2) [8]. Указанная значительная разница между энергиями $\gamma_{\Phi Ц}$ и $\gamma_{\Phi А}$ объясняется скорее всего более лучшим кристаллографическим сопряжением решеток на границе феррит–цементит (пластины феррита и цемента сопрягаются гранями $(101)_{Ц}$ и $\{112\}_{\Phi}$ или $(001)_{Ц}$ и $\{125\}_{\Phi}$; соответствующие кристаллографические плоскости в решетках феррита и цемента имеют очень близкое строение). Это приводит к тому, что все включения первичной фазы должны располагаться преимущественно на границах раздела цементит/аустенит и феррит/аустенит.

На рисунке 2 показана схема формирования феррито-цементитных колоний при наличии первичных выделений (подвижные частицы).

Согласно [5], основными параметрами модели двух смежных пластинчатых зерен являются $h_{\Phi(Ц)}$ и $r_{\Phi(Ц)}$ — максимальная высота и радиус любого сегмента ферритной (цементитной) фазы фронта границы, $L_{\Phi(Ц)}$ — ширина зерна феррита (цементита), $\gamma_{\Phi А}$, $\gamma_{Ц А}$, $\gamma_{\Phi Ц}$ — удельные свободные энергии межфазных границ раздела феррит/аустенит, цементит/аустенит и феррит/цементит соответственно, θ — двугранный угол тройного стыка двух зерен колонии (феррита и цемента) с матричным зерном аустенитной фазы.

Согласно [9], скорость продольного роста колонии в присутствии подвижных частиц вторичной фазы определяется уравнением

$$v \cong \frac{D\omega}{kT} \cdot \frac{P_{\Sigma}}{\rho^3 n_S}, \quad (4)$$

где D — коэффициент объемной самодиффузии; ω — атомный объем; k — постоянная Больцмана; T — температура по Кельвину; P_{Σ} — сумма движущих и противодвижущих сил процесса миграции

($P_{\Sigma} = P - \frac{2\gamma_{\Phi(ЦА)}}{r_{\Phi(Ц)}}$); c — радиус сферического выделения первичной фазы; n_S — поверхностная плотность таких выделений, при этом имеет место зависимость $n_S = n_V r_{\Phi(Ц)}$ (n_V — объемная плотность выделений).

Движущей силой эвтектоидного превращения является уменьшение удельной свободной энергии при перемещении границ раздела Φ/A та $Ц/A$ с учетом лап-

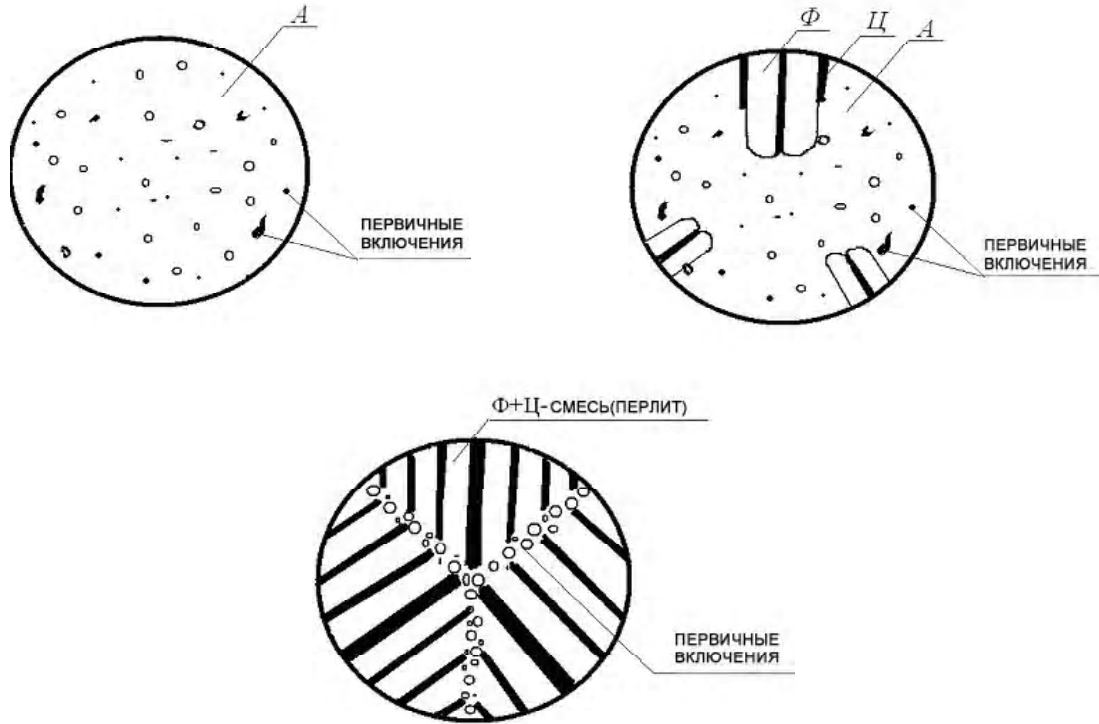


Рис. 2. Схема формирования феррито-цементитных колоний при наличии первичных выделений

ласовых сил сопротивления P_γ , которые в общем виде равны $(2\gamma_{\Phi A(\Psi A)})/r_{\Phi(\Psi)}$. После некоторых допущений для упрощения рассматриваемой ситуации (поскольку процесс перемещения составного граничного фронта необходимо рассматривать как одно целое), а именно

$$P_\gamma^\Phi = P_\gamma^\Psi = P_\gamma, \quad r_{\Phi(\Psi)} = \frac{r_\Phi + r_\Psi}{2} \quad (\text{здесь } r_\Phi = L \frac{\gamma_{\Phi A}}{\gamma_{\Phi\Psi}}, \text{ а}$$

$$r_\Psi = L \frac{\gamma_{\Psi A}}{\gamma_{\Phi\Psi}}) \text{ и } L = \frac{1}{2}(L_\Phi + L_\Psi), \text{ (тут } L \text{ имеет тот же}$$

физический смысл, что и L в (3), и рассчитывается по такой же формуле), получаем следующее выражение для скорости роста феррито-цементитной колонии зерен:

$$v = \frac{dh_{\Phi(\Psi)}}{d\tau} = \frac{\eta D \omega}{kT} \cdot \frac{P - \frac{2\gamma_{\Phi A(\Psi A)}}{r_{\Phi(\Psi)}}}{\varepsilon_1 \cdot r_{\Phi(\Psi)}}, \quad (5)$$

где η – коэффициент пропорциональности, который приблизительно равен 10, ε_1 – фактор подвижных дисперсных включений на границах раздела Φ/A и Ψ/A , $\varepsilon_1 = 10\rho^3 n_\gamma$ (при этом в общем случае $0 \leq \varepsilon_1 \leq 1$).

Учитывая, что $h \cong \frac{L^2}{8r_{\Phi(\Psi)}}$ (результат разложения

действительной зависимости $h_{\Phi(\Psi)}$ в сокращенный биномиальный ряд), а также то, что начальные значения радиусов кривизны пластинок феррита (цементита)

$$r_{0\Phi(\Psi)} = L \frac{\gamma_{\Phi A(\Psi A)}}{\gamma_{\Phi\Psi}}, \text{ получаем решения уравнения (5) в}$$

виде:

$$h_{\Phi(\Psi)} = \frac{L^2}{8} \cdot \frac{a}{1 + \left(aL \frac{\gamma_{\Phi A(\Psi A)}}{\gamma_{\Phi\Psi}} - 1 \right) \exp\left(-\frac{16\eta\gamma_{\Phi A(\Psi A)}aA^*}{L^2\varepsilon_1} \tau \right)}, \quad (6)$$

$$\text{где } a = \frac{P}{2\gamma_{\Phi A(\Psi A)}}, \quad A^* = \frac{D\omega}{kT}.$$

Выражение (6) после его дифференцирования приводит к зависимости скорости нестационарного процесса роста v_n от времени (т.е. скорости увеличения высоты граничных сегментов $h_{\Phi(\Psi)}$ при их неподвижных концах (тройных стыках смежных зерен)):

$$v_n = \frac{20}{\varepsilon_1} \cdot \frac{a^2 \left(aL \frac{\gamma_{\Phi\Psi(\Psi A)} - 1}{\gamma_{\Phi\Psi}} \right) \gamma_{\Phi A(\Psi A)} \cdot A^* \exp\left(-\frac{16\eta\gamma_{\Phi A(\Psi A)}aA^*}{L^2\varepsilon_1} \tau \right)}{\left[1 + \left(aL \frac{\gamma_{\Phi A(\Psi A)}}{\gamma_{\Phi\Psi}} - 1 \right) \exp\left(-\frac{16\eta\gamma_{\Phi A(\Psi A)}aA^*}{L^2\varepsilon_1} \tau \right) \right]^2}, \quad (7)$$

Увеличение искривлений граничных сегментов приводит к росту движущей силы, которая действует

$$\text{на тройные стыки: } P_{cm} = \left(\frac{L}{r_{\Phi(\Psi)}} \gamma_{\Phi A(\Psi A)} - \gamma_{\Phi\Psi} \right) \cdot \frac{1}{L}$$

и которая в некоторый момент времени станет равной

силе P_{Σ} ($P_{\Sigma} = P_{cm}$), действующей на круговые сегменты фронта роста. Этот баланс движущих сил соответствует

$$P - \frac{2\gamma_{\Phi(A)(ЦА)}}{r_{\Phi(Ц)}} = \left(\frac{L}{r_{\Phi(Ц)}} \gamma_{\Phi(A)(ЦА)} - \gamma_{\Phi(Ц)} \right) \frac{1}{L}. \quad (8)$$

Из этого соотношения легко получаем выражение для порогового радиуса r_{II} пластинок феррита (цементита), а с помощью (6) и (9) и уравнение для порогового времени τ_{II} , которое определяет момент включения в процесс миграции межзеренных стыков (начало стационарного процесса)

$$r_{II} = \frac{3\gamma_{\Phi(A)(ЦА)}}{P + \frac{\gamma_{\Phi(Ц)}}{L}}, \quad (9)$$

$$\tau_{II} = \frac{L^2 \varepsilon_1}{16\eta\gamma_{\Phi(A)(ЦА)} A^*} \ln \frac{(2aL\gamma_{\Phi(A)(ЦА)} + \gamma_{\Phi(Ц)}) \left(aL \frac{\gamma_{\Phi(A)(ЦА)}}{\gamma_{\Phi(Ц)}} - 1 \right)}{aL\gamma_{\Phi(A)(ЦА)} - \gamma_{\Phi(Ц)}}. \quad (10)$$

Далее подстановкой (9) в (5) можно получить выражение, которое определяет скорость роста колонии при стационарном перемещении всего составного (многосегментного) фронта роста как единого целого

$$v_{CT} = 20 \frac{A^*}{\varepsilon_1 L^2 \gamma_{\Phi(A)(ЦА)}} (2aL\gamma_{\Phi(A)(ЦА)} + \gamma_{\Phi(Ц)}) (aL\gamma_{\Phi(A)(ЦА)} - \gamma_{\Phi(Ц)}). \quad (11)$$

В таблице 2 представлены значения скоростей роста перлитной колонии (рассчитанные по формуле (11)) при наличии подвижных частиц на границах раздела Φ/A и $Ц/A$, в зависимости от степени переохлаждения и величины фактора ε_1 , а соответствующие графики зависимости скоростей роста перлитной колонии – на рисунке 3. При расчетах принимали, что

$$D = 5,8 \exp\left(-\frac{37100}{RT}\right) \text{ (с учетом информации, содержащейся в [10], } \omega = \frac{4}{3} \pi r_0^3, \text{ где } r - \text{ радиус атома желе-}$$

за, равный $0,127 \text{ нм}$ ($1,27 \cdot 10^{-8} \text{ см}$), а

$$\gamma_{\Phi(A)(ЦА)} = \frac{\gamma_{\Phi A} + \gamma_{ЦА}}{2}.$$

Анализ данных, представленных в таблице 2, а также графических зависимостей, показанных на рисунке 3, позволяет сделать вывод о том, что подвижные включения избыточной фазы могут эффективно тормозить процесс продольного роста перлитной колонии.

3 Случай наличия в аустените неподвижных дисперсных частиц избыточных фаз

Рассмотрим теперь модель эвтектоидного распада аустенита на феррито-цементитную смесь ($A \rightarrow \Phi + Ц$) в присутствии неподвижных частиц (т.е. таких, которые не могут двигаться вместе с фронтом роста) первичных выделений. Как и при наличии подвижных включений избыточной фазы, в данном случае рассматривается аналогичная модель, разработанная на основе [5], в которой рост кристаллов колонии (т.е. пластинок феррита и цементита) представляет собой двухстадийный режим: нестационарный и стационарный.

Как и рассматривалось выше, основными параметрами модели роста перлитной колонии являются $h_{\Phi(Ц)}$ и $r_{\Phi(Ц)}$, $L_{\Phi(Ц)}$, $\gamma_{\Phi A}$, $\gamma_{ЦА}$, $\gamma_{\Phi(Ц)}$ и u , имеющие прежний физический смысл.

Согласно авторам [6], скорость продольного роста колонии на стадии нестационарного режима определяется выражением

$$v = \frac{dh_{\Phi(Ц)}}{d\tau} = m \cdot P_{\Sigma}, \quad (12)$$

где m имеет тот же физический смысл микроскопической подвижности фронта реакции (как и в (3)) и рассчитывалась с помощью той же формулы; P_{Σ} , как и ранее, – сумма движущих и противодвижущих сил

процесса миграции ($P_{\Sigma} = P - \frac{2\gamma_{\Phi(A)(ЦА)}}{r_{\Phi(Ц)}} (1 - \varepsilon_1)$), где

$$\frac{2\gamma_{\Phi(A)(ЦА)}}{r_{\Phi(Ц)}} \varepsilon_1 - \text{дополнительная движущая сила роста,}$$

Таблица 2 – Скорости роста перлитной колонии при наличии подвижных частиц ε_1 на границах раздела Φ/A и $Ц/A$, полученные расчетным путем при различных переохлаждениях

Температура превращения, °C	Расчетная скорость роста перлитной колонии $v_{\text{роста}} \times 10^4$, см/с		
	$\varepsilon_1 = 0,0025$	$\varepsilon_1 = 0,01$	$\varepsilon_1 = 0,03$
700 (973K)	1,77	0,443	0,148
650 (923K)	7,8	1,93	0,651
600 (873K)	8,76	2,19	0,73
550 (823 K)	5,37	1,34	0,45
450 (723 K)	0,7	0,175	0,058
400 (673 K)	0,157	0,039	0,013

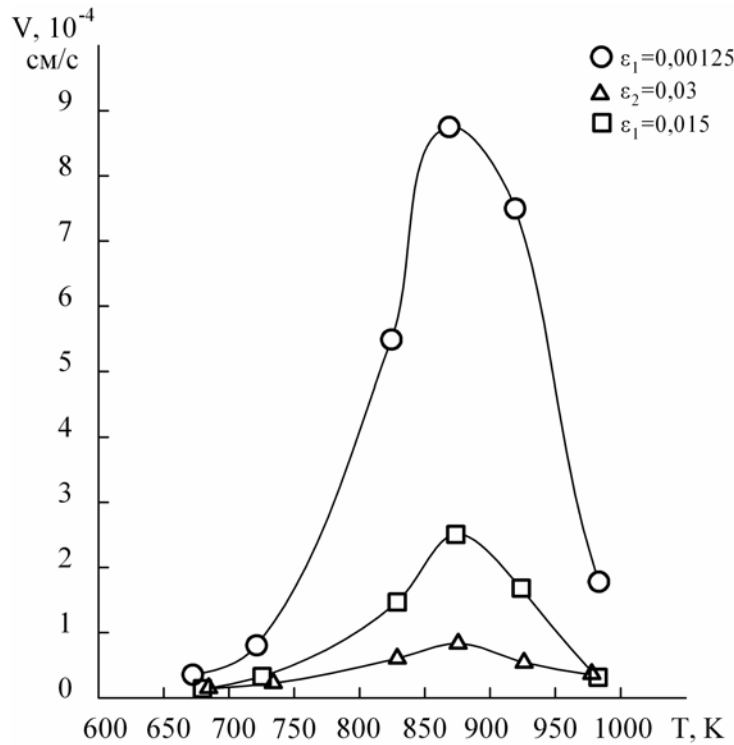


Рис. 3. Скорости роста перлитной колонии при наличии подвижных частиц на границах раздела Φ/A и Π/A в зависимости от степени переохлаждения и величины фактора ε_1

обусловленная термодинамически выгодным увеличением числа частиц на цилиндрической сегментной полоске фронта при уменьшении радиуса кривизны. Здесь ε_1 – фактор неподвижных дисперсных включений на границах раздела Φ/A и Π/A , $\varepsilon_1 = n_S \pi \rho^2$, n_S – поверхностная плотность избыточных сферических частиц фазы выделения; ρ – радиус отдельной частицы. Эта безразмерная величина определяет среднюю долю приращенной площади полоски граничного сегмента, которая замещена сечениями сфероидов выделений).

Зависимость для высоты сегмента цементитной (ферритной) фазы $h_{\Phi(\Pi)}$ определяется аналогично случаю формирования пластинчатой смеси при однофазной кристаллизации [11]

$$h_{\Phi(\Pi)} = \frac{L^2}{8(1-\varepsilon_1)} \times \left\{ a + \left[\frac{1}{L} \cdot \frac{\gamma_{\Phi(\Pi)}}{\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}} \cdot (1-\varepsilon_1) - a \right] \cdot \exp\left(-\frac{b(1-\varepsilon_1)}{L^2}\right) \tau \right\}, \quad (13)$$

$$\text{где } a = \frac{P}{2\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}}, \quad b = 16m\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}.$$

Взяв производную выражения (13) по времени, получим для скорости нестационарного процесса роста v_n зависимость вида

$$v_n = \frac{dh_{\Phi(\Pi)}}{d\tau} = m \cdot \left[P - \frac{2\gamma_{\Phi(\Pi)}}{L} (1-\varepsilon_1) \right] \cdot \exp\left(-\frac{b(1-\varepsilon_1)}{L^2}\right) \tau. \quad (14)$$

По мере увеличения искривлений граничных сегментов происходит рост движущей силы, которая действует на тройные стыки P_{cm} и представляет собой

$$\text{зависимость вида } P_{cm} = \frac{\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}} - \gamma_{\Phi(\Pi)} (1-\varepsilon_2) \frac{1}{L}, \quad \text{где}$$

$\frac{\gamma_{\Phi(\Pi)}}{L} \varepsilon_2$ – дополнительная движущая сила миграции фронта роста, связанная с некоторым термодинамическим выигрышем при попадании сферических частиц на плоскую границу раздела двух смежных пластин растущей колонии (ε_2 имеет тот же смысл, что и ε_1 ; причем в общем случае $1 > \varepsilon_2 \neq 2\varepsilon_1$). В определенный момент времени роста возникает баланс движущих сил $P_{\Sigma} = P_{cm}$:

$$P - \frac{2\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}} + \frac{2\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}} \cdot \varepsilon_1 = \frac{\gamma_{\Phi(A)(\Pi A)}}{r_{\Phi(\Pi)}} - \gamma_{\Phi(\Pi)} (1-\varepsilon_2) \frac{1}{L}. \quad (15)$$

Далее находим зависимости для порогового радиуса $r_{\Pi\Phi(\Pi)}$ и порогового времени τ_{pr} , которые определяют начало стационарного процесса:

$$r_{\Pi\phi(\Pi)} = \frac{(3-2\varepsilon_1)L}{2aL + \frac{\gamma_{\phi\Pi}}{\gamma_{\phi A(\Pi A)}}(1-\varepsilon_2)}, \quad (16)$$

$$\tau_n = \frac{L^2}{(1-\varepsilon_1)b} \cdot \ln \left\{ \frac{(3-2\varepsilon_1) \cdot [\gamma_{\phi\Pi}(1-\varepsilon_1) - aL\gamma_{\phi A(\Pi A)}]}{\gamma_{\phi\Pi}(1-\varepsilon_1)(1-\varepsilon_2) - aL\gamma_{\phi A(\Pi A)}} \right\}. \quad (17)$$

После подстановки (16) в (12) получаем выражение для определения скорости стационарного процесса

$$v_{cm} = \frac{m}{3-2\varepsilon_1} \left[P - \frac{2\gamma_{\phi\Pi}}{L}(1-\varepsilon_1)(1-\varepsilon_2) \right]. \quad (18)$$

В таблице 3 показаны расчетные значения скоростей роста перлитной колонии при наличии неподвижных первичных выделений на границах раздела Φ/A и Π/A (фактор включений ε_1) и Φ/Π (фактор включений ε_2) при однородном распределении включений в зависимости от степени переохлаждения и величины факторов ε_1 и ε_2 . Соответствующие графики зависимости скоростей роста перлитной колонии представлены на рисунке 4.

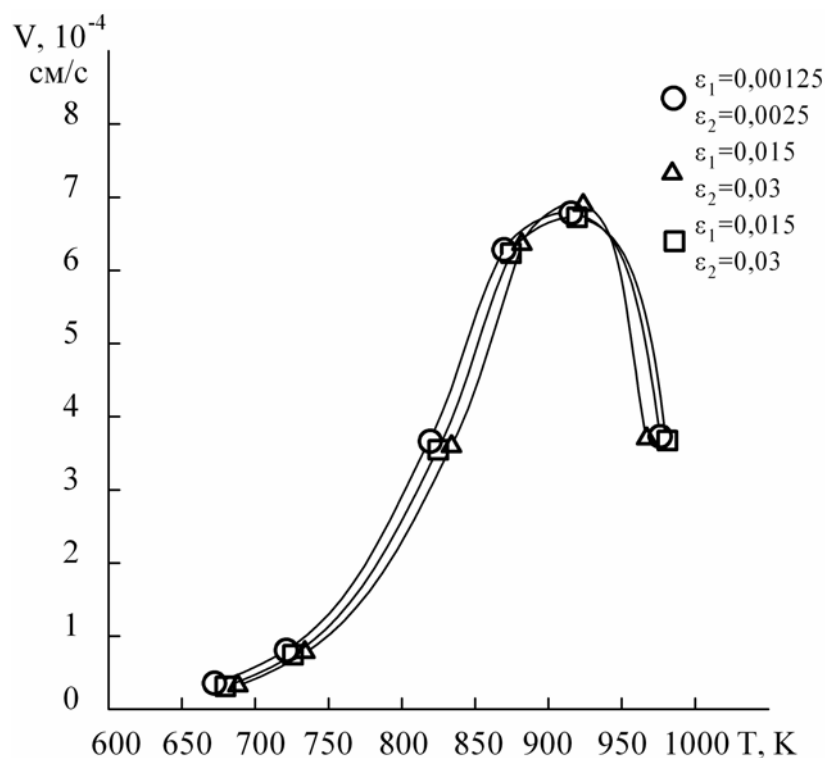


Рис. 4. Скорости роста перлитной колонии при наличии неподвижных первичных выделений на границах раздела Φ/A и Π/A (фактор включений ε_1) и Φ/Π (фактор включений ε_2) при однородном распределении включений в зависимости от степени переохлаждения и величины факторов ε_1 и ε_2

Таблица 3 – Скорости роста перлитной колонии при наличии неподвижных частиц ε_1 и ε_2 ($2\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = \varepsilon$), полученные расчетным путем при различных переохлаждениях

Температура превращения, °С	Расчетная скорость роста перлитной колонии $v_{\text{роста}} \times 10^4$, см/с		
	$\varepsilon_1 = 0,00125$ $\varepsilon_2 = 0,0025$	$\varepsilon_1 = 0,005$ $\varepsilon_2 = 0,01$	$\varepsilon_1 = 0,015$ $\varepsilon_2 = 0,03$
700 (973К)	3,902	3,923	3,980
650 (923К)	6,938	6,972	7,062
600 (873К)	6,018	6,045	6,119
550 (823 К)	3,732	3,749	3,793
450 (723 К)	0,766	0,770	0,779
400 (673 К)	0,258	0,259	0,262

Анализ расчетных данных, представленных в таблице 3, а также зависимостей, показанных на рисунке 4, позволяет сделать вывод о том, что неподвижные включения избыточной фазы могут способствовать некоторому увеличению скорости продольного роста перлитной колонии.

Полученные результаты в виде кривых (рис. 3, 4) в основном повторяют зависимости, показанные на рисунке 1, но имеют некоторое отличие в характере исходя из изменения скорости процесса (со своим знаком) для различных температур переохлаждения стали.

Перечень ссылок

1. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Б. Я. Любов. – М. : Metallurgia. – 1969. – 264 с.
2. M. Hillert. The Role of Interfacial Energy during Solid State Phase Transformations / M. Hillert. – Jerncont. Ann. 141 (1957):11. – 757 p.
3. Миркин И. Л. Труды Московского института стали, сб. XVIII / Миркин И. Л. – М. : МИСиС, 1941. – 5 с.
4. Zener C. Metals technology / Zener C. – 1946, Jan., II.
5. Ольшанецкий В. Е. Об ориентированном росте однофазных и двухфазных структур колониального типа / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2002. – № 1. – С. 14–22.
6. Бурке Дж. Е. Рекристаллизация и рост зерен / Бурке Дж. Е., Тарнбалл Д. // Успехи физики металлов. – М. : Metallurgizdat, 1956. – Вып. 1. – С. 368–465.
7. W. S. Hagel Acta Metallurgica / W.S. Hagel, G.M. Pound a. R.F. Mehl. – 1956. – Vol. 4. – № 1. – 37 p.
8. Салли И. В. Физические основы формирования структуры сплавов / И. В. Салли. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 219 с.
9. Кривоглаз М.А. О диффузионном увлечении частиц и пор движущейся границей / М. А. Кривоглаз, А. М. Масюкевич, К. П. Рябошапка // Физика металлов и металловедение. – 1967. – Т. 24. – Вып. 6. – С. 11–29.
10. Блантер М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / М. Е. Блантер. – М. : Metallurgizdat. – 1962. – 272 с.
11. Ольшанецкий В. Е. О продольном росте колоний пластинчатых зерен в присутствии дисперсных частиц избыточной фазы. 2. Случай распространения кристаллизационного фронта / В. Е. Ольшанецкий, Ю. И. Спицына // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1998. – № 2. – С. 11–14.

Одержано 11.06.2010

Yu. I. Kononenko, V. E. Ol'shanetskiy

ABOUT KINETICS OF LAMELLAR FERRITE-CEMENTITE STRUCTURES FORMING AT OVERCOOL AUSTENITE DISINTEGRATION

Розглянуто особливості формування пластинчастих ферито-цементитних сумішей при розпаді переохолодженого аустеніту із урахуванням 1) практично повної відсутності частинок виділень; 2) при наявності рухомих дисперсних частинок первинних надлишкових фаз; 3) при наявності нерухомих мікрочастинок надлишкових фаз.

Ключові слова: перліт, аустеніт, ферит, цементит, надлишкові частинки, сталь, евтектоїдне перетворення, швидкість росту перлітної колонії, фронт росту, рухомі і нерухомі включення, стаціонарний і нестаціонарний процес росту.

The lamellar ferrite-cementite mixtures formation features in the disintegration of the supercooled austenite was considered, taking into account 1) almost complete absence of particle emissions; 2) the presence of primary excess phases mobile dispersed particles; 3) the presence of excess phases immobile particles.

Key words: pearlite, austenite, ferrite, cementite, surplus particles, steel, eutectoid transformation, pearlitic colony growth speed, growth front, mobile and immobile including, stationary and non-stationary growth process.

УДК 669.24:620.183

И. Н. Куницкая¹, канд. техн. наук Я. И. Спектор¹, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий²¹Украинский научно-исследовательский институт специальных сталей, сплавов и ферросплавов
«УкрНИИ Спецсталь», ²Национальный технический университет;
г. Запорожье

ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рассмотрены особенности динамической рекристаллизации специальных сталей в процессе многопроходной горячей деформации. Показано, что за счет выхода пакетов скольжения на границы зерен, увеличения скорости их образования происходит локальное формирование ультрамелких рекристаллизованных зерен с высокоугловой разориентировкой границ.

Ключевые слова: динамическая рекристаллизация, ультрамелкое зерно, многопроходная прокатка, специальные стали.

Введение

Кинетика рекристаллизации и структурообразования при горячей деформации рассмотрена многими исследователями [1–3]. В условиях использования лабораторных станов испытаниями на кручение и сжатие показано, что процессом, наиболее значительно влияющим на структурные изменения при многопроходной прокатке, является динамическая рекристаллизация.

Реализация динамической рекристаллизации важна как для процесса разупрочнения и повышения технологичности горячего передела, так и для измельчения зерна непосредственно при деформации.

Для возможности управления структурой при горячей деформации для различных сталей специального назначения построены диаграммы рекристаллизации [4]. Кинетика рекристаллизации, представленная на этих диаграммах, отражает влияние различных факторов (структуры, режима прокатки и др.) на ход протекания этого процесса. Прежде всего это касается выделений промежуточных дисперсных фаз, количества и процентного содержания основных фаз, а также ликвационных распределений указанных фаз в микроструктуре сталей. При горячей деформации степень ликвации уменьшается за счет многократных высокотемпературных (в том числе специальных гомогенизирующих) нагревов, и действия самой деформации. В результате улучшается однородность структуры с уменьшением количества δ -феррита; снижается балл карбидной неоднородности и размер карбидов, достигается равномерное распределение и округлая форма частиц карбидной и интерметаллидной фазы. Тем не менее сохранение некоторой частичной структурной неоднородности по ферритной фазе, распределению и морфологии дисперсных карбидов, интерметаллидов (σ - и χ - фаз) в аустените может влиять на кинетику рекристаллизационных процессов.

Особенностью диаграмм кинетики рекристаллизации, построенных в определенных температурных интервалах, является то, что они отражают высокую скорость динамической рекристаллизации в очаге деформации. Выполненные расчеты показали, что эффективная энергия активации динамической рекристаллизации существенно меньше в сравнении с рекристаллизацией во время междеформационной паузы [5]. На наш взгляд, ускоренная кинетика динамической рекристаллизации связана с образованием зародышей рекристаллизации за счет механизма локального появления зубчатости исходных границ при выходе на них так называемых пакетов скольжения, а также образования новых динамически рекристаллизованных зерен вдали от исходных границ.

Подобный локальный механизм характерен также и для формирования нанокристаллических зерен при интенсивной пластической деформации сдвигом [6]. Однако использование интенсивной пластической деформации ограничивается отсутствием промышленных технологий и вследствие этого – небольшим сортаментом конечной продукции. При этом в процессе горячей деформации локальный механизм формирования зародышей имеет свои особенности.

Цель работы – на примере модельной и промышленной многопроходной горячей прокатки спецсталей, используя термокинетические диаграммы рекристаллизации и расчеты эффективной энергии активации динамической рекристаллизации, представления о локальном формировании зародышей, показать особенности динамической рекристаллизации и формирования ультрамелкого зерна.

Методика проведения исследований

Рассмотрение кинетики и механизма рекристаллизации горячедеформированного аустенита выполнено на лабораторном стане ДУО-250 одно- и двухпроход-

ной прокаткой заготовок коррозионностойкой стали 10X17H13M2T в интервале температур 1000–1150 °C со степенью обжатия 15–25 % за один проход и междеформационными паузами 10–1000 с. Под прокатку использовали заготовки полосового сечения с размером 19,5×22×50 мм, полученные из сортового прутка диаметром 22 мм после его порезки и обжатия на лабораторном стане. Подготовка микроструктуры под прокатку выполнена отдельным нагревом до 1200 °C с выдержкой 8 часов и последующим охлаждением в воде для получения крупного зерна (150–180 мкм), что характерно для высокотемпературных нагревов передельных заготовок, а также для достоверного разделения рекристаллизованных и нерекристаллизованных зерен. С помощью электронной и световой микроскопии выполнена идентификация и определен характер распределения дисперсных карбидных и интерметаллидных фаз, образующихся в ликвационных зонах (в различных температурных интервалах) и сопровождающих рекристаллизационные процессы.

Представления о динамической рекристаллизации в стали с различной степенью структурной неоднородности (например, при переделе литого металла и деформированной заготовки) получены при исследовании сортовых кованных (диаметром 200–250 мм) и катаных (диаметром 150–190 мм и 22 мм) прутков сталей 10X17H13M2T и 10X18H10T в состоянии после прокатки с охлаждением на воздухе или после закалки в воду. Влияние неоднородности микроструктуры в передельном металле на кинетику и особенности структуры рекристаллизации изучены после высокотемпературного кручения образцов из кованой (диаметром 220 мм) и катаной (диаметром 180 мм и 22 мм) стали 10X17H13M2T.

Представления о динамической рекристаллизации в микроструктуре с различной степенью неоднородности (например при переделе литого металла и деформированной заготовки) получены исследованием сортовых кованных (диаметром 200–250 мм) и катаных (диаметром 150–190 мм и 22 мм) прутков сталей 10X17H13M2T и 10X18H10T в состоянии после прокатки с охлаждением на воздухе или после закалки в воду. Влияние неоднородности микроструктуры в передельном металле на кинетику и особенности структуры рекристаллизации изучены после высокотемпературного кручения образцов из кованой (диаметром 220 мм) и катаной (диаметром 180 мм и 22 мм) стали 10X17H13M2T.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведены микроструктуры горячедеформированных прокаткой при 1100 °C и 1150 °C образцов стали 10X17H13M2T с исходным крупным зерном диаметром 100–200 мкм. Видно, что по телу крупного зерна и на его границах уже в очаге деформации образуются динамически рекристаллизованные мелкие зерна размером 1–13 мкм. Неоднородность обра-

зования зерен связана с несколькими структурными факторами: границами зерен, неоднородностью расположения «следов» пластической деформации – линий сдвига (рис. 1, б), двойников (рис. 1, в), ликвационной строчечностью (полосчатостью) карбидных, нитридных и карбонитридных фаз (рис. 1, а). В этих зонах особенно проявляется неоднородность сдвигообразования и, соответственно, распределения плотности дислокаций. В указанных местах происходит выход «пакетного скольжения», характерного для горячей деформации, на уже частично сформированные высокоугловые границы – границы вторых фаз или высокоугловые границы между исходными зернами (рис. 1, а), а также торможение скольжения «пакетов» на неоднородностях пластической деформации. Энергетическая подготовленность таких зон, с одной стороны, за счет наличия готовой высокоугловой границы, с другой стороны, за счет сохранения в самом пакете минимальной (близкой к исходной, до деформации) плотности дислокаций способствует формированию в таких зонах первых зародышей рекристаллизации. Иными словами, возникает «зародышевая зона» с минимальной эффективной энергией активации для превращения ее в зародыш рекристаллизации. Эти представления согласуются с показанной существенно меньшей энергией активации процесса динамической рекристаллизации по сравнению с рекристаллизацией при последеформационной выдержке [5].

Выполненные металлографические исследования и анализ кинетики динамической рекристаллизации в целом показали следующие морфологические особенности структуры, связанные с динамической рекристаллизацией при горячей прокатке стали 10X17H13M2T:

- зубчатость границ исходных деформированных зерен (размер зубцов 0,5–6 мкм);
- наличие рекристаллизованных зерен внутри исходных деформированных зерен.

При этом в микроструктуре с зубчатостью границ зерен выявлены цепочки динамически рекристаллизованных зерен, расположенных преимущественно в приграничных участках, или отдельные зерна, сформировавшиеся непосредственно на зубцах.

Увеличение количества рекристаллизованных зерен в направлении к границам зерен наблюдается одновременно с незначительным процентом динамически рекристаллизованных зерен в центральных участках исходного зерна. Если динамическая рекристаллизация начинается с внутренних объемов исходного зерна, то развитие зубчатости может быть несущественным на фоне значительного процента рекристаллизованной структуры и исчезновения границ старых зерен.

Особенностью такой динамической рекристаллизации, инициированной деформацией, является одновременное формирование зародышей рекристаллизации,

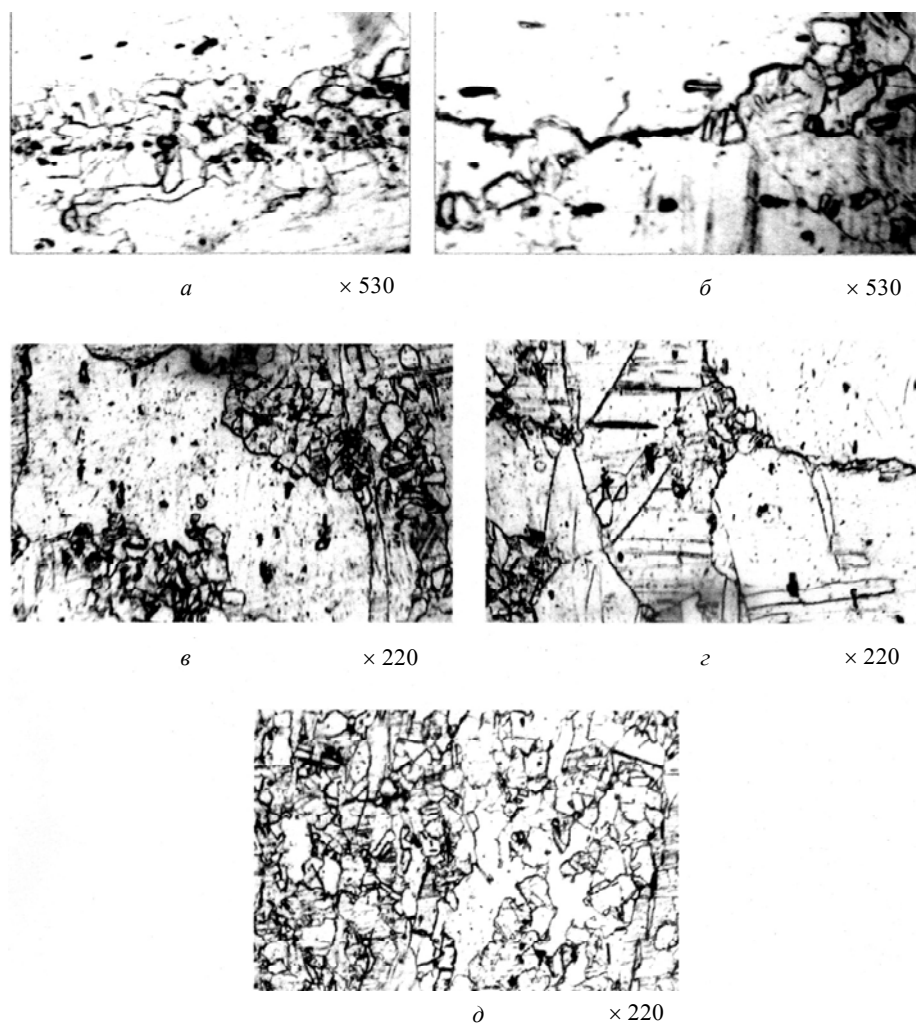


Рис. 1. Микроструктура динамічної (в очаге деформації) рекристалізації сталі 10X17H13M2T після однопрохідної прокатки при 1100 °C (а, б) і 1150 °C (в, г, д) без післядеформаційної видержки

их рости і преобразование в зерна с високоугловими границями.

Так, при порівняльно низьких температурах прокатки 1000–1100 °C динамічна рекристалізація йде з утворенням зубчатості і невеликого числа нових зерен на границях. Середня висота зубців невелика – 0,5–2 мкм, процент рекристалізації становить порядку 2–6 %. В цьому інтервалі температур виділяються дисперсні частинки карбидів, які і замедляють динамічну рекристалізацію.

С підвищенням температур прокатки до 1150 °C характер динамічної рекристалізації змінюється: на міграцію границь зерен і утворення зубчатості накладаються ініційовані деформацією процеси динамічної рекристалізації по всьому об'єму вихідного зерна. Розмір рекристалізованих зерен становить 3–13 мкм, середня висота зубців збільшується до 5–6 мкм. При цьому ступінь розвитку зубчатості зменшується, а процент динамічної рекристалізації зростає до 25–35 % за один прохід. Ріст також частка динамічної рекристалізації в об-

сягненні частці рекристалізованої структури, рис. 1.

Улучшение распределения и морфологии вторичных фаз и, как следствие, повышение степени гомогенности твердого раствора показало снижение интенсивности выделения дисперсных карбидных и интерметаллидных фаз при температурах горячей деформации. Тормозящее влияние фаз на процесс рекристаллизации уменьшается, ускоряется кинетика динамической рекристаллизации и образование мелких зерен.

Описанные результаты и представления о динамической рекристаллизации в очаге деформации прокатки учтены при исследовании влияния ликвационных структурных неоднородностей на горячую пластичность стали, а также для получения ультрамелкозернистых (близких к нанокристаллическим) структур. Опробована многопроходная горячая деформация кручением на торсионном пластометре «Ирсид» в режиме т. н. интенсивной пластической деформации с регулированием скорости, степени, температуры и междеформационных пауз (рис. 2).

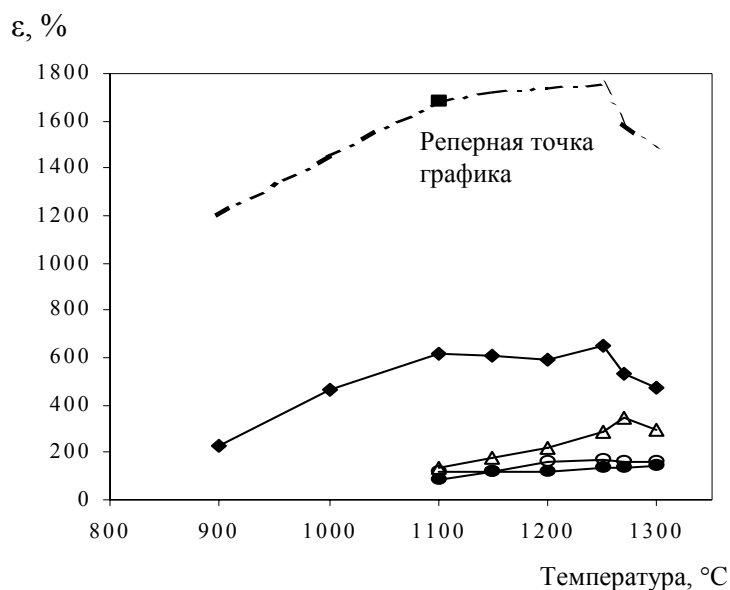


Рис. 2. Высокотемпературная деформация (ϵ) до разрушения в интервале температур горячего передела при кручении стали 10X17H13M2T с различным исходным состоянием:

литой металл – \circ - и \bullet - с предварительной выдержкой при температуре кручения 1 час; литой металл с гомогенизацией по режиму 1250 °C, 5 часов (Δ -); ковкая заготовка диаметром 200–250 мм (\blacklozenge -); прокат диаметром 22 мм (\circ -) – нагрев на 1200 °C, 0,5 часа с подстуживанием до температуры испытания)

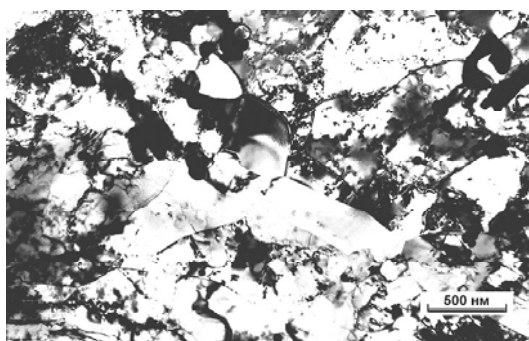


Рис. 3. Ультрамелкое зерно в стали 10X17H13M2T в образце после кручения при 1100 °C. Просвечивающая электронная микроскопия на фольгах (электронный микроскоп фирмы «СЭЛМИ», г. Сумы)

В результате интенсивной горячей пластической деформации кручением металла стали 10X17H13M2T из горячекатаного прутка диаметром 22 мм с рекристаллизованной мелкозернистой структурой во время каждого акта кручения формируется ультрамелкое зерно величиной 0,8–2 мкм, рис. 3, и повышается горячая пластичность (кривая 5 рис. 2).

В ковном металле процессы динамической рекристаллизации и формирования мелкого зерна тормозятся за счет сохранения ликвационных зон с повышенным содержанием ферритной фазы и выделениями дисперсных карбидов. Неоднородность микроструктуры прутковой стали, используемой для кручения,

была минимальной: наблюдается аустенит с тонкими полосами сохранившегося δ - феррита, который растворяется при гомогенизационном нагреве перед деформацией.

При исследовании промышленных плавок сталей 10X17H13M2T и 08X18H10T показаны основные принципы формирования рекристаллизованных микроструктур при горячем переделе. Они согласуются с результатами, полученными при моделировании передела горячей прокаткой и кручением на металле с разным структурным состоянием. Были учтены различия температурно-временных условий в прокатном и ковочном производстве, а также размер профиля при исследовании микроструктуры.

В процессековки длительность междеформационных пауз, а следовательно, и охлаждение металла больше, чем при прокатке. Поэтому используется междеформационный нагрев заготовок. Таким образом, рекристаллизационные процессы начинаются непосредственно в очаге деформации и получают дальнейшее развитие во время последеформационных пауз, а также при междеформационном нагреве. Наоборот, при прокатке рекристаллизация ускоряется за счет динамических процессов, вследствие небольшой паузы между проходами (10–15 с) и незначительного падения температур.

Для исследования рекристаллизации была выбрана зона вырезки образцов под механические испытания на расстоянии 17–20 мм от поверхности заготовок.

На основе предварительных данных по моделированию приняли, что эта зона в процессе деформации не испытывает ускоренного охлаждения и торможения рекристаллизации вследствие перепада температур между нагретой заготовкой, температурой окружающей среды и валков прокатного стана. Считали, что кинетика рекристаллизации здесь определяется выше описанными температурно-временными особенностями процесса деформации с постепенным охлаждением металла.

В ковальной стали сформирована частично рекристаллизованная структура, при этом процент рекристаллизации составляет 25–70 %. Рекристаллизованное зерно довольно крупное в сравнении с полученным при прокатке. Это объясняется недостаточным развитием динамической рекристаллизации в условиях действия снижения температур при многократной и замедленной в сравнении с процессом прокатки деформацией, а также с промежуточными междеформационными нагревами.

При исследовании проката наблюдали мелкозернистую и однородную рекристаллизованную структуру с тонкими вытянутыми выделениями ферритной фазы. Процент рекристаллизованной структуры, в основном за счет динамической рекристаллизации, инициированной деформацией, составляет 80–95 % [7]. Результаты исследований показали, что кинетика динамической рекристаллизации и измельчение зерна определялись температурно-деформационным режимом.

Выводы

1. В условиях горячей многопроходной деформации со степенью 15–25 % за один проход в интервале температур 1000–1150 °С происходит динамическая рекристаллизация.

2. Динамически рекристаллизованные зерна зарождаются в местах выхода «пакетов скольжения» на структурные неоднородности – границы исходных зерен, ликвационные выделения вторых фаз, зоны расположения неоднородного сдвигообразования, характерного для горячей деформации. Наличие частично сформированных высокоугловых границ в указанных местах, а также небольшая плотность дислокаций в теле пакета способствуют последующему формированию рекристаллизованных зерен, в том числе ультрамелких размером 0,8–2 мкм.

рен, ликвационные выделения вторых фаз, зоны расположения неоднородного сдвигообразования, характерного для горячей деформации. Наличие частично сформированных высокоугловых границ в указанных местах, а также небольшая плотность дислокаций в теле пакета способствуют последующему формированию рекристаллизованных зерен, в том числе ультрамелких размером 0,8–2 мкм.

Перечень ссылок

1. Recrystallization of austenitic stainless steels after hot rolling / [D. Taul, G. Gledman] // Metal Science. – 1979. – Vol. 13. – № 3–4. – P. 246–256.
2. Механизм образования зубчатости на границах зерен при горячей пластической деформации / [М. И. Синельников, Я. И. Спектор, К. Н. Мурина, Н. В. Тихий] // Физика металлов и металловедение. – 1973. – Т. 36. – Вып. 2. – С. 420–423.
3. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels / [M. El Wahabi, J. Gavard, F. Montheillet et al.] // Acta Mat. – 2005. – Vol. 53. – Issue 17. – P. 4605–4612. – Режим доступа до журн. : www.actamat-journals.com.
4. Термокинетические диаграммы рекристаллизации аустенита при горячей прокатке специальных сталей / [Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая, Р. В. Яценко, А. Н. Тумко] // МнГОМ. – 2008. – № 7. – С. 6–9.
5. Об энергетике структурообразования при горячей деформации прокаткой аустенитной стали / [И. Н. Куницкая, В. Е. Ольшанецкий, Я. И. Спектор и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 17–23.
6. Nanostructures by severe plastic deformation of steels: advantages and problems / Dobatkin S.V., Zrnik J., Mamuzic I. // Metalurgija. – 2006. – Vol. 45. – № 4. – P. 313–321.
7. Термокинетические диаграммы и механизмы рекристаллизации при многопроходной горячей деформации специальных сталей / [Я. И. Спектор, И. Н. Куницкая, А. Н. Тумко и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 1. – С. 11–17.

Одержано 21.06.2010

I. N. Kunitskaya, Ya. I. Spector, V. E. Ol'shanetskiy

SPECIAL STEELS DYNAMIC RECRYSTALLIZATION IN MULTIPASS HOT DEFORMATION

Розглянуті особливості динамічної рекристалізації спецсталей у процесі багатпрохідної гарячої деформації. Показано, що завдяки виходу пакетів ковзання на межі зерен, збільшення швидкості їх утворення відбувається локальне формування ультрадрібних рекристалізованих зерен з висококутовою дезорієнтацією меж.

Ключові слова: динамічна рекристалізація, ультрадрібне зерно, багатпрохідне прокатування, спеціальні сталі.

The special steels dynamic recrystallization features in multipass hot deformation have been considered. The local formation of ultrafine grains with high-angle boundaries disorientation take place, as a result packages slip exit into grain boundaries and heterogeneity and also energy ability of these zones.

Key words: dynamic recrystallization, ultrafine grain, multipass rolling, special steels.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 620.178.162.42:669.295

Д-р техн. наук О. А. Розенберг, д-р техн. наук С. Е. Шейкин, д-р техн. наук С. В. Сохань

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ДЛЯ ИМПЛАНТАТОВ КОСТНОЙ ХИРУРГИИ

Решение проблемы долговечности эндопротезов суставов человека, особенно с несущими поверхностями металл/металл, металл/керамика, является одним из приоритетных направлений научных исследований. Применение технически чистого титана имеет преимущества перед традиционно используемыми и новыми материалами, такими как сплавы Co-Cr-Mo, ВТ 6, оксидная керамика, сапфир. Для повышения износостойкости несущей поверхности из технически чистого титана без изменения свойств сердцевины имплантата ставится задача ее модифицирования сочетанием различных методов холодного поверхностного пластического деформирования (ХППД) и низкотемпературного азотирования с варьированием технологических режимов как азотирования, так и ХППД.

Ключевые слова: имплантат, чистый титан, эндопротез сустава человека, биоинертность, долговечность, азотирование, поверхностное пластическое деформирование, керамика.

Развитие цивилизованного общества непременно приводит к концентрации внимания и средств на проблеме здравоохранения. С большой долей уверенности можно утверждать, что затраты общества на здравоохранение являются мерой его цивилизованности и благополучия. Например, в настоящее время в США эти затраты всего в 1,5 раза ниже расходов на содержание государственного аппарата и армии вместе взятых и в 5 раз превышают затраты на продукты питания. Следовательно, возрастают значимость и приоритет научных исследований и разработок в области здравоохранения.

Одним из важных направлений медицины является разработка и совершенствование эндопротезов суставов человека. В настоящее время в ЕС ежегодно имплантируется около полумиллиона протезов тазобедренных и 150000 коленных суставов, в мире – около 1 млн. протезов тазобедренных суставов при потенциальной потребности в таких операциях – 3 млн. в год [1–3].

Основным критерием качества эндопротеза сустава является его долговечность, что особенно важно для относительно молодых и активных людей, для которых срок службы такого эндопротеза должен составлять от 30 до 50 и более лет. На сегодняшний день срок службы эндопротеза с несущими поверхностями металл/металл, металл/полиэтилен составляет 10–15 лет, и поэтому около 20 % операций протезирования тазобедренного сустава связаны с заменой изношенных компонентов либо с явлениями, обусловленными недостаточной совместимостью примененных матери-

алов с тканями человеческого тела. В дальнейшем доля таких операций будет возрастать.

Исходя из этого, повышение долговечности протезов суставов человека является чрезвычайно актуальной задачей, поэтому создание материалов, предназначенных для длительной работы в контакте с биоактивной средой человеческого тела, является одним из приоритетных направлений научных исследований.

Долговечность эндопротеза определяется служебными свойствами материалов, среди которых износостойкость, прочность, антифрикционные свойства, биоинертность. Опыт создания эндопротезов свидетельствует о том, что сочетать оптимальные служебные характеристики материала в объеме однородного тела весьма затруднительно.

Эндопротез как тазобедренного, так и коленного суставов содержат пару трения, состоящую из выпуклой и вогнутой несущих поверхностей (рис. 1).

Из данных, приведенных в табл. 1, видно, что металлы и сплавы не могут обеспечить низкие значения коэффициента трения несущих поверхностей в процессе эксплуатации протеза. Кроме того, для пары металл/металл характерны большие значения скорости изнашивания по сравнению с керамикой.

Замена металла керамикой почти на порядок уменьшает коэффициент трения и износ сочленения, значительно продлевая срок службы эндопротеза (табл. 1). Кроме того, в шарнирном сочленении керамических деталей продукты износа столь малы, что могут выводиться из организма через почки при условии высокого качества самой керамики и ее полированной поверхности.



Рис. 1. Общий вид эндопротеза тазобедренного сустава с металлическими несущими поверхностями (а), ацетабулярных чашек из металла, полиэтилена (б), эндопротеза коленного сустава (в)

К недостаткам керамики следует отнести повышенную хрупкость. Кроме того, некоторым видам керамики присуща неустойчивость фазового состава, который может меняться с течением времени и под воздействием тепла человеческого тела, вызывая растрескивание поверхности [6]. В качестве компромиссного варианта в настоящее время исследуется пара металл/керамика. Необходимо также учитывать, что стоимость эндопротеза, в котором применены детали из керамики, в 1,5–2 раза выше металлического. Последний факт является немаловажным для потенциальных потребителей стран СНГ.

В случаях использования в качестве материала ацетабулярной чашки полиэтилена высокой молекулярной

массы UHMWPE (ultrahigh molecular weight polyethylene) резко увеличивается интенсивность и размер частиц износа в виде полиэтиленовой стружки (табл. 1). Последнее приводит к развитию остеолита и существенно ограничивает срок службы эндопротезов.

Кроме того, необходимо учитывать, что ни один материал, имплантированный в организм, не является абсолютно биоинертным – каждый вызывает реакцию живой ткани (табл. 2). Данный фактор является чрезвычайно важным при выборе материала имплантатов.

Биоинертными в той или иной степени являются титан, керамика из оксидов алюминия и циркония.

Металлические сплавы, содержащие ванадий, алюминий, кобальт, хром, кадмий, карбиды, а также углеродистые стали, являются токсичными (табл. 2). В случае их использования в качестве материала имплантата имеет место растворение легирующих элементов в биологически активной среде и накопление их в жизненно важных органах живого организма. Кроме того, растрескивание межзеренных границ увеличивает износ поверхностей трения эндопротеза [4–5].

Указанные факторы являются серьезной проблемой применения кобальт-хромовых и легированных титановых сплавов при изготовлении имплантатов.

Одним из путей повышения эксплуатационных характеристик деталей эндопротеза является применение различного вида покрытий, что приводит к существенному удорожанию изделия и снижению его надежности. Например, в случае применения покрытия нитрида титана зафиксированы случаи его отслаивания [11].

На фоне этих обстоятельств лучшим вариантом представляется использование при протезировании суставов человека технически чистого титана, но при условии повышения его механических характеристик до уровня характеристик легированных титановых сплавов (BT 6, Ti-6Al-4V).

В пользу применения титана говорит также низкое значение модуля упругости – по этому свойству титан значительно ближе к костной ткани человека, чем, например, керамика.

Поднять механические характеристики материала может создание в нем субмикроструктур деформационного происхождения методами интенсивного пластического деформирования (ИПД).

Таблица 1 – Служебные характеристики различных материалов, используемых для изготовления несущих поверхностей эндопротезов*

Показатель	Значение для различных пар материалов		
	металл – металл	металл – полиэтилен	керамика – керамика
Коэффициент трения	0,1...0,3	0,06...0,1	0,002...0,07
Скорость объемного изнашивания (мм ³ /год)	0,1...1,0	30...100	0,5...1·10 ⁻³
Размер частиц износа (нм)	30	300	10
Биологическая активность	снижение жизнестойкости клеток	17,5	0,2

Примечание: * – по данным Института экологически рациональных технологий, г. Радом, Польша.

Таблица 2 – Биологическая совместимость некоторых металлов [10]

Элемент	Реакция на имплантат в мягкой ткани	Рост органической культуры	
		Реакция к имплантату	Уровень токсичности
Mn	–	–	–
V	Токсичен	Не влияет	2×10^{-5}
Mo	*	Не влияет	–
Co	Токсичен	Подавляет	2×10^{-4}
Ni	Токсичен	Подавляет	2×10^{-4}
Fe	*	Подавляет	–
Cr	–	–	–
Al	*	–	–
Sn	–	–	–
Zr	Инертен**	Не влияет	–
Ti	Инертен**	Не влияет	–
Ta	Инертен**	Не влияет	–
Ni	Инертен**	Не влияет	–

Примечание: * – образование соединительной тканевой прослойки вокруг имплантата; ** – минимальная реакция к клетке

Известно, что материал в наноструктурном состоянии обладает свойствами, принципиально отличными от крупнокристаллического аналога. Например, микротвердость повышается в 2–7 раз, прочность при растяжении – в 1,5–2, наблюдается повышение вязкости разрушения, существенное повышение износостойкости и работоспособности при циклических нагрузках. Следовательно, формирование наноструктуры в материале открывает доступ к функциональным характеристикам нового уровня: высокой прочности, твердости, износоустойчивости при достаточно высокой пластичности [7–8].

Таким образом, создание наноразмерных структур деформационного происхождения методами ИПД в материале медицинских имплантатов позволило бы существенно поднять их долговечность.

В настоящее время для повышения механических свойств технически чистого титана (например, VT1-0, Россия, или Titaniumium Grade 1, USA) до уровня характеристик титанового сплава, легированного алюминием и ванадием (типа VT 6), возможно применение нескольких технологий. В частности, применительно к созданию наноразмерных структур в объеме деталей протезов суставов человека могут быть применены технология ИПД титана методом винтовой

экструзии (ВЭ), разработанные в Донецком физико-техническом институте НАН Украины, или технология ИПД титана методом равноканального углового прессования (РКУП), разработанная в Физико-техническом институте НАН Беларуси.

Некоторые механические характеристики титановых сплавов в состоянии поставки и после различных видов деформационной обработки приведены в таблице 3.

Как видно из табл. 3, после 4-х проходов тепловой ВЭ прочностные характеристики заготовки выросли в полтора раза. При этом пластичность не упала и механические характеристики полученных из сплава VT1-0 образцов приближаются по величине к свойствам сплава VT-6 [12].

По данным [13], после шести циклов РКУП твердость титана VT 1-00 возрастает с HV 1630 МПа до 2500 МПа.

Необходимо, однако, отметить, что большинство исследователей в мире признают, что процессы ИПД, способные создавать наноразмерную структуру в объеме, пока еще далеки от совершенства и требуют дальнейшего изучения. Кроме того, их реализация требует использования сложной оснастки и прессового оборудования большой мощности.

Таблица 3 – Некоторые механические характеристики титановых сплавов

Источник информации	ISO 58321.11, ASTM F 67-89					ГОСТ 19807-91		[12]	
	Grade 1	Grade 2	Grade 3	Grade 4	Ti-6Al-4V	VT 6*	VT1-0*	VT1-0**	VT1-0***
σ_b , МПа	240	345	450	550	895	900	450	670	790
$\sigma_{0,2}$, МПа	170	230	300	440	830	850	375	630	760
δ , %	–	–	–	–	–	12	22	22	15
H_v , МПа	–	–	–	–	–	2550	1600	2490	3000

Примечание: * – горячекатаный, исходный; ** – 4 прохода ВЭ (400 °C) + отпуск 300 °C 1 час; *** – 4 прохода ВЭ (400 °C) + теплая прокатка (400 °C, отн. обжатие 80 %) + отпуск 300 °C 1 час

Вместе с тем, при всех преимуществах, которыми обладает технически чистый титан после ИПД, остается нерешенной проблема улучшения его триботехнических свойств.

Как показывают испытания образцов после РКУП, проведенные на трибометре АТВП, работающего по схеме возвратно-поступательного перемещения призматического образца по плоскому контртелу, в паре с закаленной сталью У8 (HRC 62) при контактном давлении 1 МПа без смазочного материала, их износостойкость и триботехнические характеристики практически не отличаются от неупрочненных. Интенсивность изнашивания при этом составила 0,11–0,12 мг/м при коэффициенте трения $f \approx 0,5$ [13].

Испытания пары трения титан/титан, где были применены образцы из ВТ1-0, обработанного методом ВЭ, показали еще большую интенсивность износа – 0,8 мг/м. Испытания выполняли на установке Т17, реализующей схему возвратно-поступательного трения цилиндрического образца $\varnothing 9$ мм по плоскому контртелу в растворе Рингера. Контактное давление в процессе испытаний составляло 3,5 МПа. Естественно, что пара трения с такими служебными характеристиками не может быть применена для изготовления эндопротезов, т.е. проблема повышения триботехнических свойств технически чистого титана при сохранении биологической инертности является чрезвычайно актуальной.

На наш взгляд, задачу улучшения триботехнических свойств несущих поверхностей эндопротезов суставов человека из технически чистого титана, отвечающих требованиям биологической совместимости, прочности и долговечности, следует решать путем формирования в его поверхностном слое наноразмерной структуры деформационного происхождения холодным поверхностным пластическим деформированием (ХППД) и последующим низкотемпературным азотированием.

Реализация методов ХППД не требует применения прессового оборудования большой мощности и сложной технологической оснастки. Предшествующая азотированию ХППД приводит к повышению плотности дислокаций и увеличению площади межзеренных границ, что способствует увеличению глубины диффузного слоя и повышению его твердости [13]. При этом открываются широкие возможности варьирования свойствами азотированного слоя за счет изменения технологических режимов ХППД.

Насыщение поверхностного слоя азотом существенно улучшает антифрикционные свойства титана и его сплавов.

В [13] отмечается существенное снижение интенсивности износа азотированного образца (0,004 мг/м) в паре с закаленной сталью У8 по сравнению с неазотированным (0,11–0,12 мг/м) при существенном снижении коэффициента трения (с 0,5 до 0,2...0,3).

В [14] указывается, что при испытании пары трения Ti/Cu при использовании азотированного титаново-

вого образца коэффициент трения снижается более, чем в 2 раза по сравнению с неазотированным.

В [15] отмечается снижение коэффициента трения с 0,3 до 0,1 при испытаниях неазотированного и азотированного титанового сплава IMI-318 на машине трения Фавилля-Левали при использовании ингредиента *jaus* на AISI (HRC 24) и масла SAE 30. Поверхность образца, подвергнутого ионному азотированию при 845 °С, осталась без заметных следов износа.

Вместе с тем материалов, касающихся каких-либо исследований пар трения Ti/Ti, модифицированных ионным азотированием по различным технологическим режимам, в доступных нам источниках не выявлено.

Поэтому с целью улучшения триботехнических свойств несущих поверхностей из технически чистого титана для эндопротезов суставов человека нами ставится задача получить без изменения свойств сердцевинной имплантата модифицированный поверхностный слой, содержащий структуры, существенно различающиеся по механическим и фрикционным свойствам, применяя для этого сочетание различных методов азотирования и ХППД с варьированием технологических режимов как азотирования, так и ХППД.

Таким образом, технически чистый титан, обладая такими качествами, как высокая совместимость с тканями человеческого тела, низкий модуль упругости, малая плотность, отсутствие хрупкости, имеет преимущества перед рядом других материалов, используемых для изготовления несущих поверхностей эндопротезов суставов (Co-Cr-Mo, ВТ6, оксидная керамика, сапфир).

Поскольку по антифрикционным свойствам и износостойкости технически чистый титан и крупнозернистой, и субмикроструктурной структуры уступает указанным выше материалам, работы по изучению возможности использования несущих поверхностей из технически чистого титана, модифицированных ХППД и азотированием, для эндопротезов суставов, на наш взгляд, должны быть направлены на исследование их служебных свойств в сочетании с такими материалами, как сапфир, оксидная керамика.

Вместе с тем, учитывая многообразие возможных технологических режимов ХППД, а также методов и режимов азотирования, целесообразным представляется исследование пары несущих поверхностей Ti/Ti, в которой образец и контролль образец отличаются по структуре и свойствам, а также пары поверхностей титан/полиэтилен.

Перечень ссылок

1. Дмитренко Я. Моторостроители будут делать имплантанты [Электронный ресурс] / Ярослав Дмитренко // Деловая столица. – 2004. – № 37. – Режим доступа к журн. : <http://www.dsnews.ua/business/art16838.htm>.
2. Development of Advanced Zirconia-Toughened Alumina Nanocomposites for Orthopaedic Applications / [Deville S.,

- J. Chevalier, G. Fantozzi etc.] // Key Engineering Materials. – 2004. – Vol. 264–268. – P. 2013–2016. – Режим доступа к журн. : <http://www.scientific.net>.
3. Эндопротезирование суставов : Медицинский Центр «Гута-Клиник» в Москве [Электронный ресурс]. – Режим доступа к статье : http://www.gutaclinic.ru/cpes_14_136.htm.
 4. Дубок В. А. Биокерамика – вчера, сегодня, завтра / Дубок В. А. // Порошковая металлургия. – 2000. – № 7/8. – С. 69–87.
 5. Hench L. L. Bioceramics / Hench L. L. // J. Am. Ceram. Soc. – 1998. – 81, N. 7. – P. 1705–1727.
 6. Nakamura T. Novel Zirconia. Alumina Composites for TJR [Электронный ресурс] / T. Nakamura // Key Engineering Materials. – 2003. – Vol. 240–242. – P. 765–768. – Режим доступа к статье : <http://www.scientific.net>.
 7. Скороход В. В. Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах / В. В. Скороход, І. В. Уварова, А. В. Рагуля. – К. : Академперіодика, 2001. – 180 с.
 8. Валиев Р. З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации [Электронный ресурс] / Р. З. Валиев // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – № 1–2. – Режим доступа к журн. : <http://www.nano.ru/article.asp?itemid=9232618>.
 9. Федірко В. М. Азотування титану та його сплавів / В. М. Федірко, І. М. Погрелюк. – К. : Наук. думка, 1995. – 220 с.
 10. Иголкин А. И. Титан в медицине [Электронный ресурс] / Иголкин А. И. // Титан. – 1993. – Режим доступа к журн. : <http://www.titanmet.ru>.
 11. Загородний Н. В. Титановые сплавы в эндопротезировании тазобедренного сустава [Электронный ресурс] / Н. В. Загородний, А. А. Ильин, В. Н. Карпов и др.] // Биологически и механически совместимые имплантаты. – 2007. – Режим доступа к журн. : <http://www.implants.ru/tehn-inf/1-st.shtml>.
 12. Бейгельзимер Я. Е., Сынков С. Г., Решетов А. В. Основы технологии получения пластин для травматологии и ортопедии методом винтовой экструзии с последующей прокаткой / Бейгельзимер Я. Е., Сынков С. Г., Решетов А. В. // Металл и литье Украины. – 2005. – № 11–12. – С. 57–60.
 13. Структура и триботехнические свойства субмикросталлического титана, модифицированного ионами азота / [А. В. Белый, В. А. Кукареко, А. Г. Кононов и др.] // Трение и износ. – 2008. – Т. 29. – № 6. – С. 571–577.
 14. Jankee W. R. Influence of oxygen and nitrogen in solution in -Ti on the friction coefficient of Cu on Ti / Jankee W. R. Machlin E. S. // Trans. AIME. – 1954. – 200. – P. 989–990.
 15. Плазменное азотирование как метод обработки для изменения сопротивления износу и коррозии / [Т. Белл, З. Л. Занг, Дж. Лейнген и др.] // Покрyтия и обработка поверхности для защиты от коррозии и износа : под ред. К. Н. Страффорда, П. К. Датты, К. Дж. Гуджена. – М. : Металлургия, 1991. – 238 с.

Одержано 30.03.2010

O. A. Rozenberg, S. Ye. Sheykin, S. V. Sokhan

PERSPECTIVES OF TECHNICALLY PURE TITAN APPLICATION FOR BONE SURGERY IMPLANTS

Вирішення проблеми довговічності ендопротезів суглобів людини, особливо з несучими поверхнями метал/метал, метал/кераміка, є одним із пріоритетних напрямків наукових досліджень. Застосування технічно чистого титану має переваги перед традиційно використовуваними й новими матеріалами, такими як сплави Co-Cr-Mo, ВТ 6, оксидна кераміка, сапфір. Для підвищення зносостійкості несучої поверхні з технічно чистого титану без зміни властивостей серцевини імплантата ставиться завдання її модифікування поєднанням різних методів холодного поверхневого пластичного деформування (ХППД) й низькотемпературного азотування із варіюванням технологічних режимів як азотування, так і ХППД.

Ключові слова: імплантат, чистий титан, ендопротез суглоба людини, біоінертність, довговічність, азотування, поверхнєве пластичне деформування, кераміка.

The durability problem solving is one of scientific researches priority directions for person joints prostheses, especially with bearing surfaces metal/metal, metal/ceramics. Using of commercially pure titanium has advantages in comparison with traditionally used and new materials, such as Co-Cr-Mo alloys, VT 6, oxide ceramics, sapphire. For commercially pure titanium bearing surface wear resistance increase without implant core properties change the task of its modifying is put by a combination of the surface cold plastic deformation various methods (CSPD) and low-temperature nitriding with a variation of technological modes both nitriding and CSPD.

Key words: implant, the pure titan, endoprostethis of the person, bioinertness, durability, nitriding, surface plastic deforming, ceramics.

УДК 669.721.5

Канд. тех. наук В. А. Шаломеев, д-р техн. наук Э. И. Цивирко,
канд. тех. наук А. В. Пархоменко, К. Л. Дикий

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА Мл-5

На промышленных плавках сплава Мл-5 изучено влияние кремния в пределах марочного состава на механические свойства литья. Показано, что кремний в допустимых пределах повышает свойства металла. Установлено влияние кремния на структуру и свойства отливок из сплава Мл-5.

Ключевые слова: магниевый сплав, микроструктура, интерметаллиды, механические свойства, жаропрочность.

Магниево-алюминиевые сплавы, обладающие высокой удельной прочностью, находят все более широкое применение в машиностроении [1]. Широко распространенным для изготовления большой номенклатуры деталей машин и механизмов является сплав Мл-5, не содержащий в составе дорогостоящих легирующих элементов и имеющий при этом достаточно высокий уровень свойств [2]. В то же время, данный сплав имеет невысокую коррозионную стойкость. Высокая химическая активность магния определяет пониженную коррозионную стойкость сплава [3]. Кремний, входящий в состав шихтовых материалов и попадающий в сплав Мл-5, заметно снижает коррозионную стойкость сплава [4], поэтому его содержание в сплаве ограничено. Так, ГОСТ 2856-79 предусматривает содержание кремния в сплаве Мл-5 до 0,25 % [5].

В настоящее время разработаны и применяются достаточно надежные покрытия для изделий из магниевых сплавов [6]. Поэтому пониженная коррозионная стойкость магниевых сплавов не может служить препятствием к их применению в различных областях техники, однако Si, входящий в состав сплава, может влиять на его механические свойства. Поэтому представляет интерес изучение влияния кремния на свойства сплава Мл-5.

Анализ более четырехсот промышленных плавков сплава Мл-5 показал, что содержание кремния в них находилось в пределах -0,02...0,25 %.

С помощью специализированной программы «Statistic 2.1» [7] изучали влияние кремния на свойства отливок из сплава Мл-5. Для исключения влияния основных легирующих элементов на свойства сплава отбирались плавки с одинаковым химическим составом и различным содержанием кремния. Результаты математической обработки показали, что кремний в исследуемых пределах повышал не только прочность, но и пластичность сплава. Было проведено исследование по влиянию кремния на структурообразование и механические свойства отливок из сплава Мл-5.

Магниевый сплав Мл-5 выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии. Расплав рафинировали флюсом ВИ-2 в раздаточной печи, из которой порционно отбирали ковшем расплав. В него вводили возрастающие присадки лигатуры Mg – 16 %Si (0; 0,05; 0,10; 1,0 % Si по расчету) и заливали им песчано-глинистые формы для получения стандартных образцов с рабочим диаметром 12 мм (ГОСТ 2856-79). Образцы для механических испытаний проходили термическую обработку в печах типа Бельвю и ПАП-4М по режиму: гомогенизация при температуре 415 °С (выдержка 24 часа), охлаждение на воздухе + старение при температуре 215 °С (выдержка 10 часов), охлаждение на воздухе.

Предел прочности и относительное удлинение образцов определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре.

Длительную прочность при температуре 150 °С и напряжении 80 МПа (τ_{80}^{150}) определяли на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТ 10145-81.

Микроструктуру отливок изучали методом оптической микроскопии («Nephrot 32») на термически обработанных образцах после травления реактивом, состоящем из 1 % азотной кислоты, 20 % уксусной кислоты, 19 % дистиллированной воды, 60 % этиленгликоля.

Микротвердость структурных составляющих сплава определяли на микротвердомере фирмы «Buehler» при нагрузке 0,1 Н.

Химический состав сплава различных вариантов микролегирования удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне (8,5 % Al; 0,31 % Mn; 0,33 % Zn; 0,03 % Fe; 0,007 % Cu; 0,025 % Si).

Макрофрактографическое исследование структуры изломов образцов сплава Мл-5 показало, что с повышением концентрации кремния в сплаве наблюдалось заметное измельчение макроструктуры (рис. 1).

Микроструктура исходного сплава Мл-5 представляла собой δ -твердый раствор с наличием эвтектики типа $\delta + \gamma$, интерметаллида γ и мелкодисперсных частиц марганцовистой фазы (рис. 2, а).

С повышением содержания кремния в сплаве уменьшалось расстояние между осями дендритов второго порядка и размеры структурных составляющих (табл. 1), особенно заметно – размеры и количество эвтектики $\delta + \gamma$ (рис. 2, а-в), а количество интерметаллидных выделений увеличивалось при уменьшении их размеров (рис. 3).

Микротвердость δ -твердого раствора росла с повышением содержания Si. Стандартная термообработка способствовала повышению микротвердости мат-

рицы, наиболее высокие значения HV получены на образцах, прошедших длительные испытания.

Микрорентгеноспектральный анализ интерметаллидной фазы сплава с 1,05 % Si показал, что кремний входит в состав комплексных интерметаллидов (рис. 4).

Увеличение содержания кремния повышало прочность сплава, но более высокие пластические свойства были при содержании 0,05...0,1% Si. Повышение содержания кремния в сплаве приводило к охрупчиванию металла и снижению пластичности (табл. 2). Кремний также улучшал жаропрочность магниевого сплава.

Таким образом, установлено положительное влияние кремния на свойства сплава Мл-5.

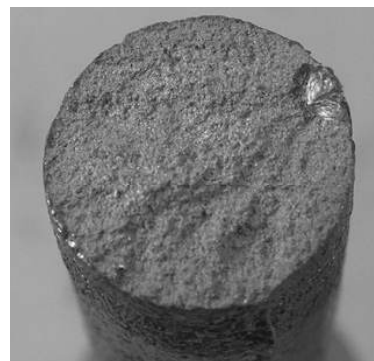
Таблица 1 – Характеристики структурных составляющих сплава Мл-5 с различным содержанием Si *)

Содержание кремния, %	Размер микрозерна, мкм	Расстояние между осями дендритов 2-го порядка, мкм	Микротвердость матрицы, HV, МПа		
			до т/о	после т/о	после испытаний на длительную прочность (τ_{80}^{150})
0,025	140	20	1115,9	1256,5	1286,5
0,047	130	19	1116,6	1276,5	1305,5
0,12	120	17	1141,3	1313,5	1334,6
1,05	100	16	1166,4	1334,5	1378,8

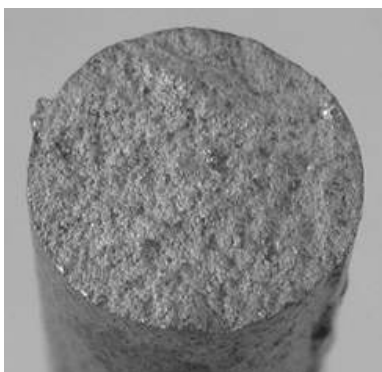
Примечание: *) – средние значения



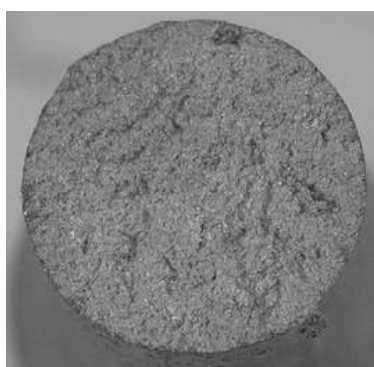
а



б



в



г

Рис. 1. Макроструктура изломов образцов из сплава Мл-5, $\times 5$:

а – 0,025% Si; б – 0,047% Si; в – 0,12% Si; г – 1,05% Si

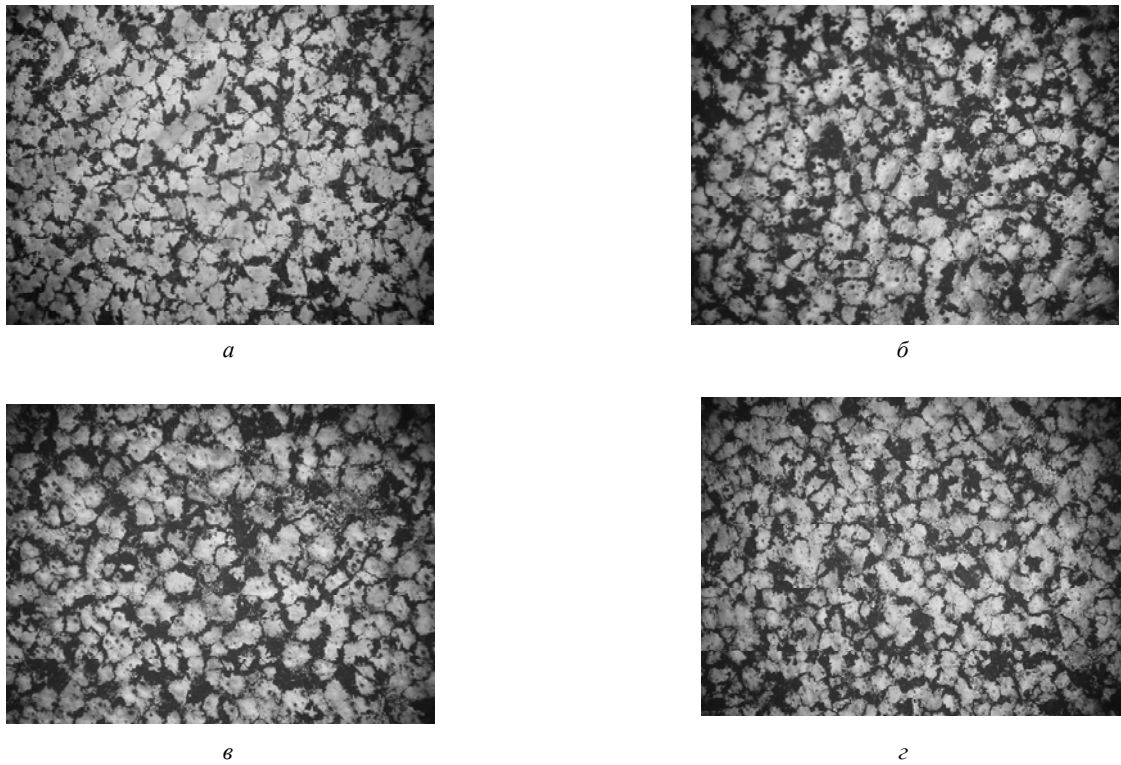


Рис. 2. Микроструктура изломов образцов из сплава Мл-5, $\times 100$:
 $a - 0,025 \% \text{ Si}$; $б - 0,047 \% \text{ Si}$; $в - 0,12 \% \text{ Si}$; $г - 1,05 \% \text{ Si}$

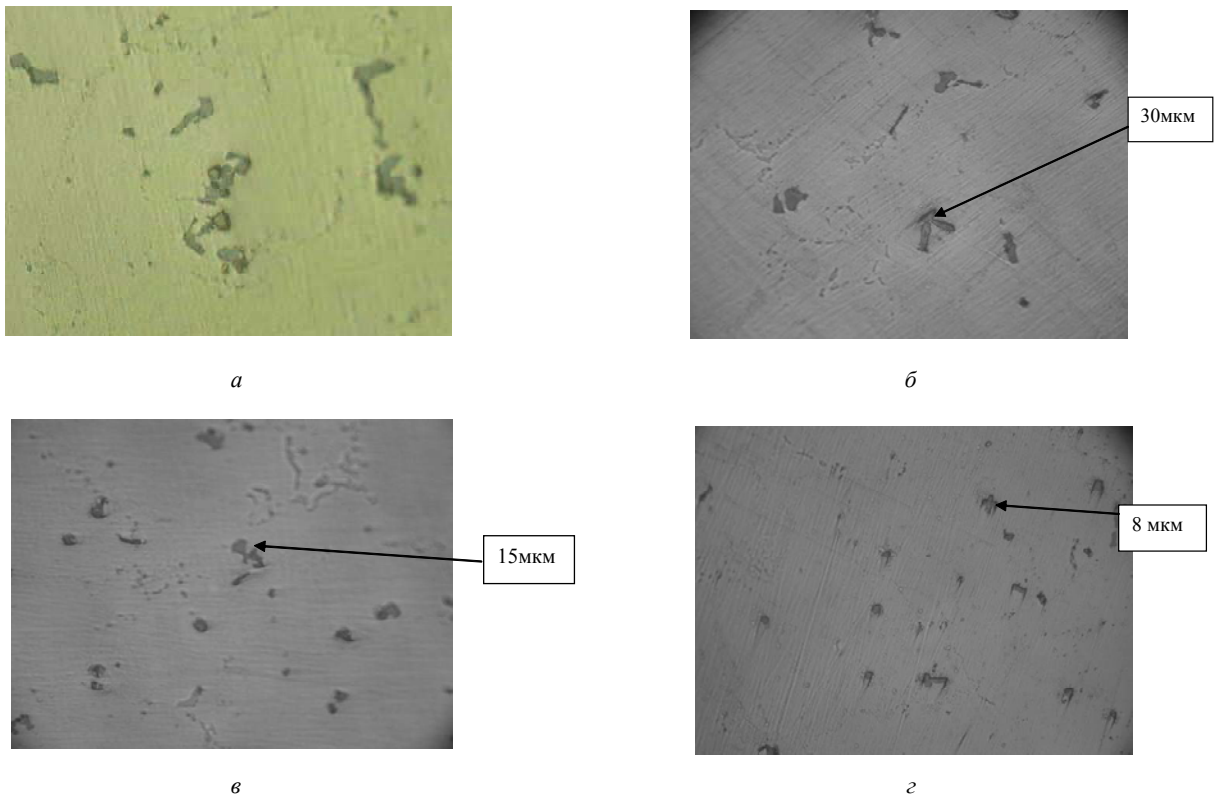
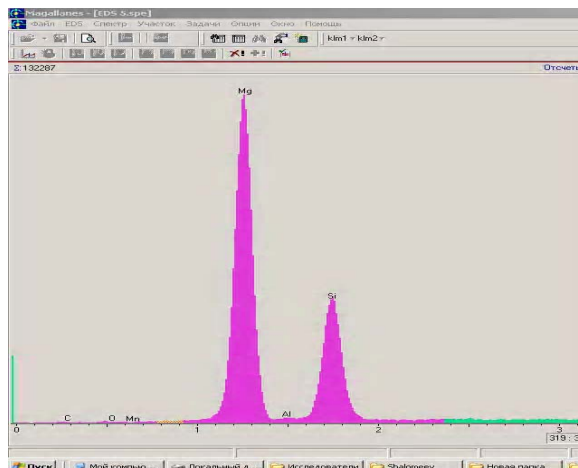


Рис. 3. Интерметаллидные включения в сплаве Мл-5, $\times 500$:
 $a - 0,025 \% \text{ Si}$; $б - 0,047 \% \text{ Si}$; $в - 0,12 \% \text{ Si}$; $г - 1,05 \% \text{ Si}$



а



б

Memo	Mg	Al	Si	Mn	C	O	Total
5	45,85	1,21	51,85	0,02	0,69	0,37	100

Рис. 4. Результаты PCMA интерметаллида в сплаве Мл-5 с 1,05% Si:

а – место анализа; б – спектрограмма участка; в – химический состав участка

Выводы

1. Кремний в сплаве Мл-5 измельчает макро- и микро-структуру металла.
2. При легировании сплава Мл-5 кремнием образуется комплексная интерметаллидная фаза с повышенным содержанием кремния.
3. При содержании кремния до 1,05 % повышается прочность и жаропрочность сплава, при этом показатели пластичности достигают максимальных значений до 0,12 % Si.

Перечень ссылок

1. Edgar R. L. Magnesium Alloys and their Applications / R. L. Edgar, Ed. Kainer K.U. : Wiley-Weinheim-New York-Chichester-Brisbane-Singapore-Toronto. Verlag Gmbh. – 2000. – P. 3–8.
2. Бондарев Б. И. Фундаментальные проблемы Российской металлургии на пороге XXI века / Б. И. Бондарев,

- Л. Л. Рохлин. – М. : Российская Академия Естественных Наук, 1998 – Т. 2. – С. 118–156.
3. Мищенко К. П. Краткий справочник по химии / К. П. Мищенко, А. А. Равдель. – М. : Химия, 1974. – 200 с.
4. Рейнор Г. В. Металловедение магния и его сплавов / Г. В. Рейнор. – М. : Металлургия, 1964. – 487 с.
5. Сплавы магниевые литейные. Марки : ГОСТ 2856-79. – [Действ. От 01.01.81]. – М. : Изд-во стандартов, 1981. – 4 с. – (Госстандарт СССР).
6. Альтман М. Б. Технология производства и свойств отливок и деформированных полуфабрикатов / М. Б. Альтман, А. Ф. Белов, В. И. Добаткин и др. // Магниевые сплавы. – М. : Металлургия, 1978. – Т. 2. – 295 с.
7. Самарский А. А. Математическое моделирование / А. А. Самарский, А. П. Михайлов. – М. : Физматлит, 2001. – 256 с.

Одержано 22.03.2010

V. A. Shalomeev, E. I. Tsvirko, A. V. Parkhomenko, K. L. Dikiy

THE SILICON INFLUENCE ON ALLOY ML-5 CASTING PROPERTIES

На промышленных плавках сплава Мл-5 вивчено вплив кремнію в границях марочного складу на механічні властивості лиття. Показано, що кремній у допустимих границях підвищує властивості металу. Встановлено вплив кремнію на структуру та властивості виливків зі сплаву Мл-5.

Ключові слова: магнієвий сплав, мікроструктура, інтерметаліди, механічні властивості, жароміцність.

The influence of silicon within the branded structure limits on moulding mechanical properties is studied using alloy ML-5 industrial casting. It was shown, that silicon raises metal properties in admissible limits. The silicon influence on alloy ML-5 cast details structure and properties was established.

Key words: magnesium alloy, microstructure, intermetallics, mechanical properties, thermal stability.

УДК 620.168.3:621.039.7

Канд. техн. наук А. Ю. Андрианов, Д. А. Орлянский
 Национальный университет им. Олеса Гончара, г. Днепропетровск

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА КОЭФФИЦИЕНТ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ ЭПОКСИДНОГО КОМПОЗИТА

Приведены результаты экспериментального исследования коэффициента теплового расширения дисперсно-наполненных эпоксидных композиций, использующихся в составе металлополимерного композита для средств изоляции радиоактивных отходов. Установлены состав и содержание наполнителя в эпоксидном связующем, обеспечивающие соответствующий алюминию коэффициент теплового расширения в заданном интервале температур.

Ключевые слова: эпоксидные композиты, дисперсные наполнители, коэффициент теплового расширения.

Повышение требований к обеспечению безопасной и надежной изоляции радиоактивных отходов создает необходимость в разработке и внедрении новых контейнерных материалов. Одним из наиболее перспективных направлений в данной области следует считать использование металлополимерных композиционных материалов (МПКМ), которые сочетают в себе положительные свойства как полимеров, так и металлов. Один из вариантов МПКМ, разрабатываемый авторами совместно с сотрудниками ННЦ «ХФТИ» в рамках проекта Украинского научно-технологического центра, представляет собой сложную многокомпонентную радиационно-защитную структуру, включающую: 1) многослойный полиметаллический материал (ПМ), 2) полимерный композит (ПК) на основе эпоксидного связующего и металлического высокодисперсного наполнителя.

Одной из основных задач, возникающих в процессе разработки материала, является обеспечение надежного соединения двух компонентов МПКМ, которое достигается за счет адгезионного сцепления связующего ПК с поверхностью полиметаллического материала. Задача усложняется ввиду невысокой физической совместимости компонентов, которая заключается в высокой степени различия их коэффициентов теплового расширения (КТР). В разных источниках приводятся различные значения КТР для отвержденной эпоксидной смолы $115 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [1], $45\text{-}65 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [2], $10\text{-}20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [3]. Наибольшее из указанных зна-

чений отличается на порядок от КТР металлов, потенциально выступающих в качестве субстрата адгезионного соединения (см. табл. 1).

Следует отметить, что различия в значениях КТР могут быть вызваны как разным химическим составом анализируемых смол, так и использованием различных методик измерения КТР. Снижение КТР в значительной степени достигается за счет использования в составе полимерного композита высокодисперсного наполнителя. Целью данной работы является определение состава наполнителя, позволяющего обеспечить такие значения КТР, которые были бы наиболее близкими для одного из элементов, входящих в состав ПМ. Технология изготовления ПМ, основанная на вакуумной прокатке или осаждении металлов из плазмы, позволяет использовать в качестве первого слоя практически любой металл. Это позволяет получить соединение компонентов МПКМ по поверхностям, разнородных с точки зрения химического состава и физической природы, но с одинаковыми теплофизическими свойствами, что важно для эксплуатации материала в условиях знакопеременной температуры.

Наполнитель эпоксидного КМ представляет собой порошковую смесь, состоящую из двух компонентов. Первый компонент, в качестве которого использовался порошок вольфрама, обеспечивает в составе КМ высокую степень ослабления гамма-излучения. Второй компонент, широко представленный рядом минеральных и неорганических порошков, которые, кроме

Таблица 1 – Тепловые коэффициенты расширения ряда металлов

Металл	Ti	V	Zr	Mo	Ta	W
Температурный интервал, К	293–473	273–373	293–473	273–373	293–373	273
КТР, $\times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	8,1	8,3	5,4	5,19	6,6	4,3

обеспечения необходимых теплофизических свойств материала, создают условия для равномерного распределения частиц вольфрама в объеме КМ, исключая их седиментацию и коагуляцию, что важно с точки зрения обеспечения радиационной защиты. В качестве второго компонента рассматривались строительные порошки мела, талька, силиката, каолина и железного сурика.

Для определения влияния степени наполнения полимерного композита на основе фирменной эпоксидной смолы по ТУ У 23981176.015-2008 вышеприведенными составами порошков были изготовлены образцы длиной 100 мм и диаметром 5 мм. Измерение проводилось в установке на основе микрометра с точностью 0,001 мкм для двух диапазонов температур, характеризующих условия эксплуатации контейнеров. Выбор двух диапазонов связан также со значительным влиянием температуры на КТР, что, возможно, является одной из основных причин значительного различия в приведенных выше данных для эпоксидной смолы. Первый температурный диапазон 253–298 К (от -20 °С до +25 °С) имитировал зимние условия, второй диапазон 298–373 К (от +25 °С до +100 °С) – летние условия с учетом разогрева материала за счет радиоактивного распада высокоактивных отходов. Температура образца измерялась медно-константановой термопарой с точностью измерения 0,5 К.

При объемном содержании наполнителя в связующем 32 % наименьшими значениями КТР (около $30 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) в диапазоне низких температур обладают образцы на основе железного сурика и каолина. В диапазоне высоких температур наименьшие значения КТР в пределах $80 \cdot 10^{-6} - 90 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ характерны для образцов с тальком и железным суриком (рис. 1).

Полученные значения близки к эпоксидным смолам, наполненным минеральными наполнителями $20 \cdot 10^{-6} - 50 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [4]. Следует также отметить, что наименьшие значения КТР для выбранного диапазона температур проявляют образцы с наполнителем, включающим в качестве второго компонента железный сурик. Однако выбранное объемное содержание наполнителя не позволяет приблизиться к значениям КТР, характерным для металлов даже с высокой склонностью к тепловому расширению, например такими как алюминий, медь, железо и др.

Дальнейшие измерения проводили на образцах, содержащих повышенное содержание наполнителя до 48 %. Большие значения наполнителя ухудшают технологические свойства эпоксидной композиции, что значительно усложняет процессы формирования полимерной составляющей МПКМ таким производственным методом, как распыление.

Полученные данные КТР (рис. 2–3) в двух температурных диапазонах для образцов, включающих наполнитель из вольфрама (75 % объемного содержания в наполнителе) и железного сурика, а также наполнителя только из железного сурика, позволили подтвердить закономерное уменьшение КТР при увеличении содержания наполнителя. Причем наибольшее влияние из двух наполнителей на уменьшение значений КТР эпоксидной композиции оказывает вольфрам, что видно из следующего графика (рис. 4–5).

Согласно полученным результатам, значения КТР наполненной эпоксидной композиции можно приблизить к значениям КТР для алюминия $20 \cdot 10^{-6} - 24 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ при объемном содержании наполнителя не менее 48 %. При дополнительном однослойном армировании эпоксидной композиции гидроизоляционной стеклотканью

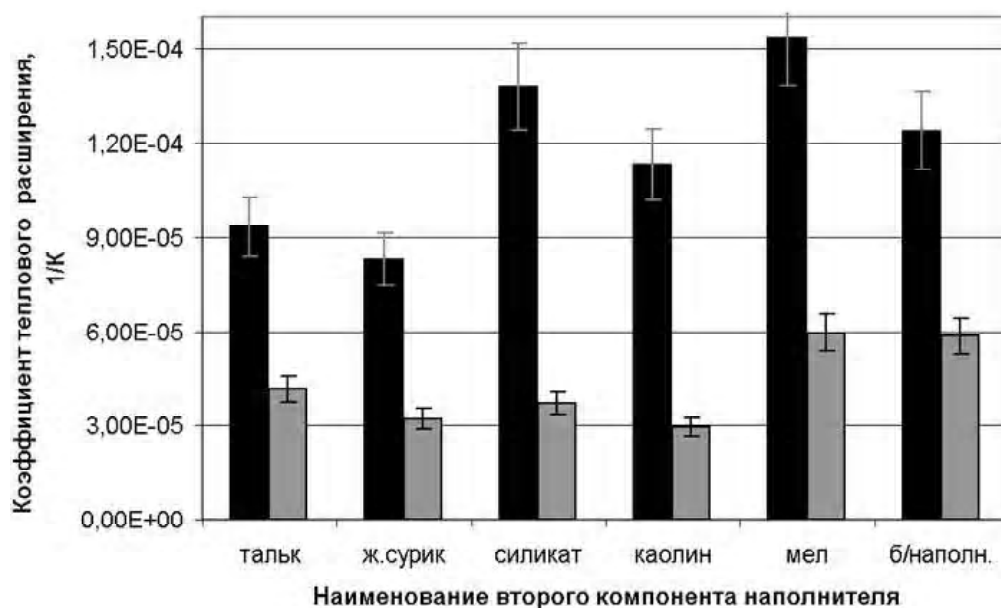


Рис. 1. Зависимость КТР от состава наполнителя при его содержании в связующем 32 %: первый столбец – диапазон температур 298–373 К; второй столбец – диапазон температур 253–298 К

эти значения можно достичь и при более низком содержании наполнителя. Для достижения указанных выше значений ненаполненной эпоксидной композиции путем армирования стеклотканью содержание последней должно составлять 25–27 %. Содержание стеклоткани в ненаполненной композиции в пределах 45–50 % позволяет достичь КТР характерного для железа (стали), а в пределах 30–32 % – для меди.

Открытой остается задача по обеспечению соот-

ветствия КТР эпоксидной композиции и рассматриваемых металлов в широком интервале температур. В связи с этим целесообразным является рассмотрение использования модифицированных эпоксидных связующих или принципиально других связующих, таких например, как углепластик. Известно, что стеклоугле-пластики характеризуются неизменным значением КТР около $20 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в широком диапазоне температур 173–423 К.

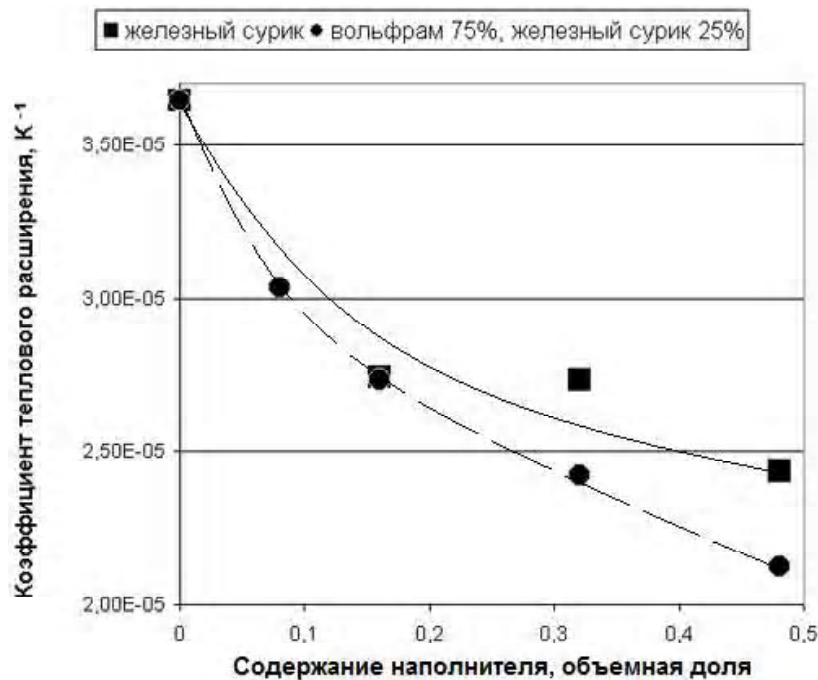


Рис. 2. Зависимость КТР от содержания наполнителя двух составов в диапазоне температур 253–298 К

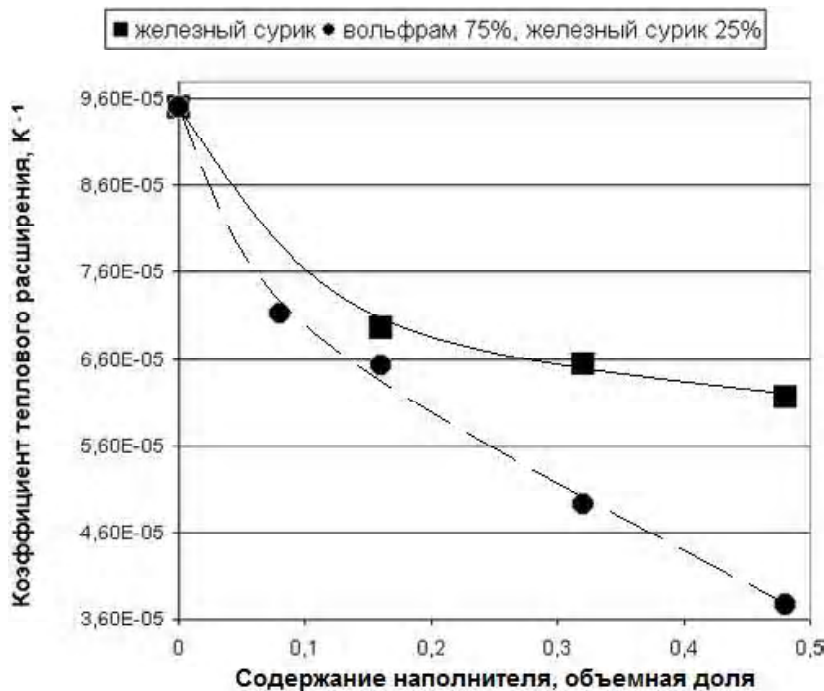


Рис. 3. Зависимость КТР от содержания наполнителя двух составов в диапазоне температур 298 –373 К

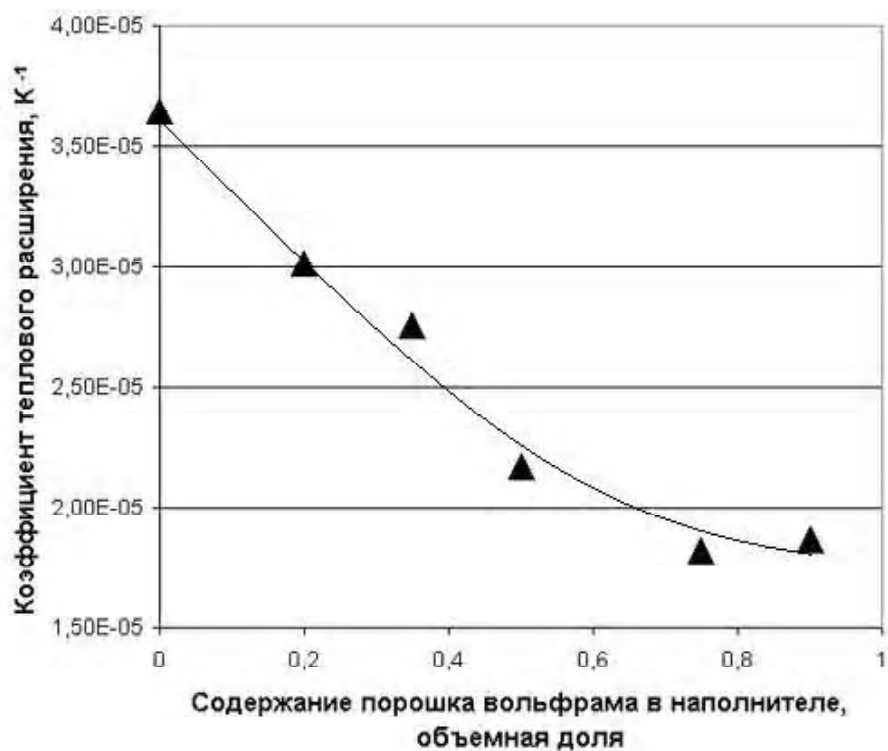


Рис. 4. Зависимости КТР от состава наполнителя при его общем содержании в связующем 48 % в диапазоне температур 253 –298 К

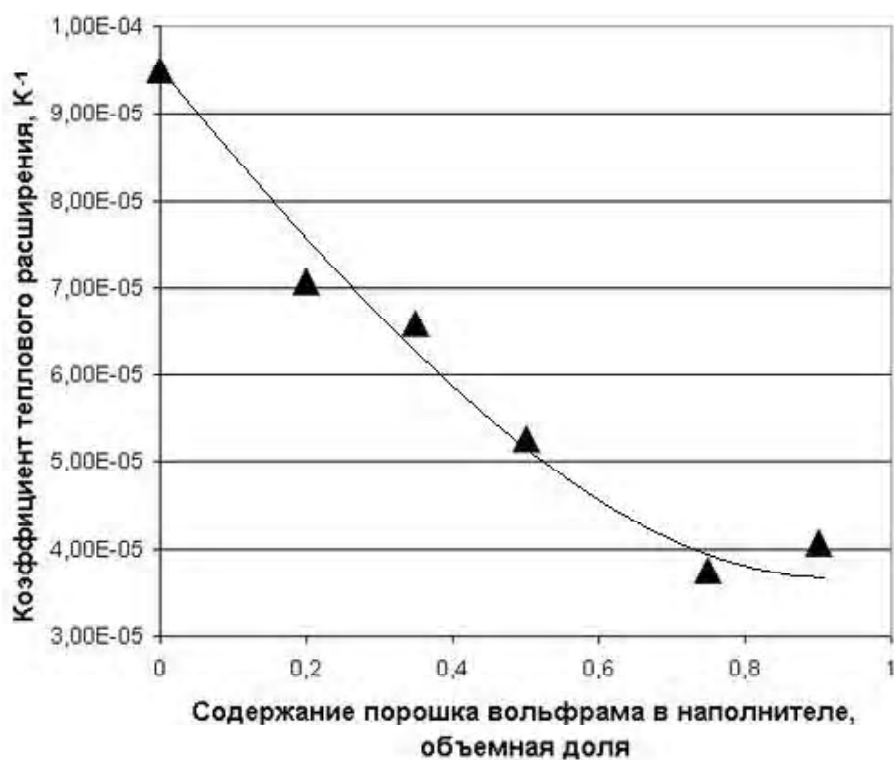


Рис. 5. Зависимости КТР от состава наполнителя при его общем содержании в связующем 48 % в диапазоне температур 298–373 К

Полученные результаты были использованы в процессе изготовления многослойного ПК, армированного гидроизоляционной стеклотканью, а также при соеди-

нении его с ПМ с целью получения опытного образца металлополимерного композита.

Перечень ссылок

1. Таблицы физических величин : справочник / [под ред. акад. И. К. Кикоина]. – М. : Атомиздат, 1976. – 1008 с.
2. Энциклопедия полимеров / [ред. коллегия В. А. Кабанов и др.]. – М. : Советская Энциклопедия, 1977. – Т. 3. – 1152 с.
3. Армированные пластики – современные конструкционные материалы / [Зеленский Э. С., Куперман А. М., Горбаткина Ю. А. и др.] // Российский химический журнал. – 2001. – т. XLV. – № 2. – С. 56–74.
4. Д. Пол Полимерные смеси / Д. Пол, К. Бакнелл. – М. : Изд-во НОТ, 2009. – 1224 с.

Одержано 27.05.2010

A.Yu. Andrianov, D. O. Orlyanskiy

INFLUENCE OF DISPERSED FILLERS ON EPOXY COMPOSITES THERMAL-EXPANSION COEFFICIENT

Наведені результати експериментального дослідження коефіцієнта теплового розширення дисперсно-наповнених епоксидних композицій, що використовуються в складі металополімерного композиту для засобів ізоляції радіоактивних відходів. Визначено склад та вміст наповнювача в епоксидному зв'язувальному, що забезпечують відповідний алюмінію коефіцієнт теплового розширення в заданому діапазоні температур.

Ключові слова: епоксидні композити, дисперсні наповнювачі, коефіцієнт теплового розширення.

The results of thermal-expansion coefficient experimental research are presented for filled with dispersed powders epoxy pitches, which are used in metal-polymeric composites of radioactive waste containers. Contents of powders providing equality of filled epoxy pitch and aluminium thermal-expansion coefficients are determined.

Key words: epoxy composites, dispersed filler, thermal-expansion coefficient.

УДК 669.018

Д-р техн. наук В. Г. Мищенко¹, канд. техн. наук И. Н. Лазечный², В. Ю. Лякишев¹

¹ Национальный университет, ² Национальный технический университет; г. Запорожье

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ ЖАРСТОЙКИЕ СТАЛИ ДЛЯ НАГРЕВАТЕЛЕЙ ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ

Исследовано влияние химического состава и технологии металлургического передела на структуру и механические свойства жаростойких сталей 03X23Ю5Т и 03X22Ю5ФБч. Установлены причины пониженной технологической пластичности проволоки и неудовлетворительной долговечности нагревателей из этих сталей. Разработаны и опробованы мероприятия по устранению этих недостатков.

Ключевые слова: термические печи, нагреватели, долговечность, жаростойкость, технологичность, нихром, фехраль.

В решении задач повышения эффективности работы термического оборудования, в частности печей и печей – ванн, важную роль отводят теплогенерирующим узлам. В электрических нагревательных устройствах таковыми являются нагреватели открытого типа или расположенные в закрытых радиационных трубах. При сопоставлении различных металлических материалов для нагревателей чаще всего рассматривают две группы свойств:

- технологические – пластичность при производстве заготовок и нагревателей, свариваемость, ремонтпригодность и др.

- функциональные – окалиностойкость, зависимость удельного электросопротивления от изменения температуры, устойчивость к росту зерен, показатели предела ползучести при температурах эксплуатации, стойкость к воздействию компонентов технологических сред и т. п.

В зависимости от химического состава металлические материалы для нагревателей можно разделить на группы:

- сплавы на железоникелевой основе – ХН35, Х25Н20;

- сплавы на основе никеля – Х20Н80Н, Х15Н60Н,

ХН70Ю, ХН60ЮЗ;

- железохромалюминиевые сплавы (фехралы) – Х13Ю4, Х15Ю5Т, Х23Ю5, Х23Ю5Т, Х27Ю5Т.

Наиболее предпочтительными являются фехралы вследствие пониженной стоимости и высокой жаростойкости благодаря комплексному легированию хромом и алюминием. Вместе с тем, известны и их недостатки [1]:

- склонность к необратимому росту зёрен при эксплуатации и, как следствие, охрупчивание и резкое снижение ремонтпригодности;

- пониженная в сопоставлении с нихромами технологическая пластичность при производстве заготовок и нагревателей;

- дополнительные затраты на предварительный подогрев 600...750 °С при производстве нагревателей из проволоки диаметром более 5 мм.

- взаимодействие нагревателей с футеровкой, содержащей более 1 % окислов железа, а также со шлаками, поваренной солью, эмалями;

- склонность к коррозии при длительном хранении и резкое снижение ресурса нагревателей, поступивших в эксплуатацию со следами коррозионного разрушения.

Вышеизложенное позволяет сделать вывод о том, что преимущества фехралей могут быть реализованы при соблюдении технологии производства и хранения заготовок, изготовления и эксплуатации нагревателей, рационального выбора материалов, состава футеровки печей и расположения нагревателей в печи.

В данной работе представлены результаты исследования рационального легирования фехралей, а также совершенствования технологии металлургического производства и термической обработки на технологичность заготовок и служебные свойства нагревательных элементов.

Материалы и методика

Исследования проводили на проволоках из стандартной стали 03Х23Ю5Т (С 0,03 %, Si 0,50 %, Cr 22,88 %, Ti 0,35 %, Al 5,3 %, PЗМ 0,1 % (по расчету)) и стали опытного состава 03Х22Ю5ФБч (С 0,019 %, Si 0,29 %, Cr 21,83 %, Al 5,38 %, V 0,26 %, Nb 0,30 %, PЗМ не более 0,01 %).

Стали выплавляли в промышленных открытых индукционных печах массой не более 1000 кг, расплав с температурой 1635±5 °С поступал в установку непрерывной разливки и горячей прокатки. Скорость прокатки на планетарном стане заготовки сечением 60×80 мм составляла 2 м/мин, затруднений при получении подката диаметром 10 мм не возникало. В дальнейшем из подката холодным волочением получали проволоку нужного диаметра. Подкат и проволоку подвергали термической обработке при температуре 850±10 °С с последующим охлаждением в воде.

Механические свойства (σ_B , δ_{200} , ψ) определяли на образцах длиной 200 мм, отобранных от бухты про-

волоки без изменения состояния поверхности. Микроструктуру образцов исследовали на микроскопе МИМ 8 в разных зонах поперечного сечения проволоки. При исследовании поверхности использованы образцы проволоки в состоянии поставки и нагреватели с различной длительностью эксплуатации.

Распределение элементов на поверхности проволок и нагревателей исследовали на спектрометре. Спектры Оже – электронов записывали на спектрометре фирмы Riber серии LAS 2000 с анализатором типа «цилиндрическое зеркало». Регистрацию спектров производили в дифференциальном режиме при ускоряющем напряжении 3 кВ, диаметром зонда 3...5 мкм и чувствительности синхронного детектора 0,25...1,0 мВ. Постоянная времени для чувствительности 1,0 мВ составила 1 с, для 0,25 мВ – 3 с. Напряжение модуляции на внешнем цилиндре анализатора Оже – электронов было 4 В.

После достижения в вакуумной системе давления $1,3 \cdot 10^{-8}$ Па поверхность образцов подвергали очистке с помощью распыления поверхности пучком ионов аргона диаметром 2,5 мм при ускоряющем напряжении 4,5 кВ. В установленном режиме при давлении аргона в камере $6,7 \cdot 10^{-2}$ Па скорость травления составляла 0,3...0,5 нм/мин.

Выбор участков для анализа осуществляли по изображению объектов исследования во вторичных электронах, а также по виду образцового Оже – спектра. При исследовании образцов использовали метод анализа «в точке».

Фазовые превращения при нагревании и охлаждении исследовали на образцах диаметром 4 мм, длиной 50 мм на dilatометре Шевенара.

Результаты исследования и их обсуждение

С целью оптимизации химического состава фехралей типа 03Х23Ю5Т взамен титана использовано комплексное легирование ниобием, ванадием, PЗМ [2]. Учитывая низкое содержание углерода в этих сталях ($\leq 0,03$ %) ниобий и ванадий позволяют предотвратить образование пограничных карбидов $Cr_{23}C_6$, и начиная от температуры охлаждения около 1390 °С, сначала ниобий, а затем и ванадий образуют равномерно распределенные дисперсные, устойчивые к коагуляции карбиды. Это позволяет снизить скорость роста зерен в процессе эксплуатации и повысить жаропрочность стали. Барий использован для рафинирования стали и удаления со шлаком газов и вредных примесей. Учитывая, что ниобий с ванадием повышают сопротивление высокотемпературной коррозии, в том числе в присутствии агрессивных веществ и газов, оправданным является ожидаемое увеличение жаростойкости – определяющей функциональной характеристики этих материалов.

Предполагали, что рафинирование стали, исключение из нее охрупчивающих соединений титана, измельчение зерна обеспечит повышение пластичности

при комнатной и высокой температурах.

На основании результатов предварительных исследований разработана жаростойкая сталь 03X22Ю5ФБч. Сопоставимые испытания механических, технологических и функциональных свойств проводили на образцах из сталей 03X23Ю5Т и 03X22Ю5ФБч. Механические свойства определяли по ГОСТ 10994-74, результаты испытаний приведены в таблице 1.

Полученные данные свидетельствуют о том, что применение рационального легирования фехрали позволило повысить ее пластические характеристики и понизить прочность. Изготовление нагревателей, навивка и особенно гибка сопровождаются локализацией пластической деформации. Поэтому надежной характеристикой технологической пластичности могут быть показатели относительного сужения, а они в опытной стали выше на 30 % по сравнению с известной 03X23Ю5Т.

При испытании механических свойств отдельных партий проволоки из опытной стали, изготовлении из них нагревателей и их испытаниях в камерных термических печах возникло несколько проблем:

- после волочения при 20 °С (диаметр 10 мм трансформировался в диаметр 8,5 мм), рекристаллизационного отжига при 850 °С относительное удлинение стали 03X22Ю5ФБч не превышало $\delta_{200} = 7,0\%$. Такие же

свойства периодически фиксировали и при испытании проволок из стали 03X23Ю5Т;

- при изготовлении нагревателей, особенно при гибке с малыми радиусами и значительными деформациями, наблюдали разрушение проволок;

- при эксплуатации стали 03X22Ю5ФБч возникали случаи быстрого окисления нагревателей и выхода их из строя (рис. 1). Это окисление имело локальный характер, охватывало только две диаметрально противоположные полосы, параллельные оси проволоки. Происходило образование глубокой (2,5...3,0 мм) трещины, локальное перегревание нагревателя, сильное коробление и, как следствие перечисленных процессов, преждевременный выход нагревателя из строя. При этом состояние поверхности остальной части оставалось хорошим. За 500 часов эксплуатации диаметр проволоки практически не изменился.

Снижение пластичности сталей этого класса после холодной пластической деформации и последующей термической обработки может быть следствием неполной рекристаллизации или создания условий для фазовых превращений при охлаждении от температуры отжига. Для проверки первой версии проволоку подвергли повторной термической обработке, при этом использовали температуры отжига 745, 760, 775 °С и охлаждение в воде (рис. 2).

Таблица 1 – Сравнительные результаты испытаний механических свойств исследованных сталей

Марка стали	Диаметр проволоки, мм	Условия обработки		Механические свойства		
		Деформация	Термическая обработка проволоки	σ_B , МПа	δ_{200} , %	ψ , %
03X23Ю5Т	7,0	Холодное волочение	Отжиг 850 °С	650...660	11...16	30...40
03X22Ю5ФБч	8,5	Холодное волочение	Отжиг 850 °С	630...640	19...21	60...61

Примечание. Температура испытаний 20 °С.



Рис. 1. Вид проволоки из стали 03X22Ю5ФБч после выхода нагревателей из строя

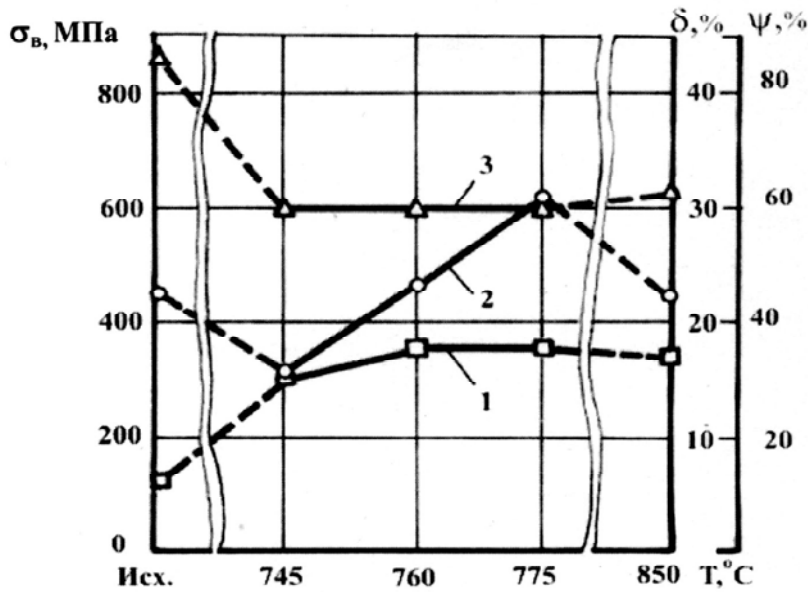


Рис. 2. Зависимость механических свойств: 1 - δ_{200} , 2 - ψ , 3 - σ_B

Согласно представленным данным, повторная термическая обработка снижает прочность и после отжига при 760...775 °C достигаются максимальные значения δ_{200} и ψ . Тем самым подтверждается версия о нарушении технологии рекристаллизационного отжига (температуры, длительности, скорости охлаждения). После рекристаллизационного отжига сплавов без полиморфных превращений весьма важным является ускоренное охлаждение, позволяющее зафиксировать химический состав твердого раствора, характерный

для высоких температур, и предотвратить выделение избыточных упрочняющих сплав фаз.

При исследовании превращений в стали 03X22Ю5ФБч использован дилатометрический метод (рис. 3).

Для анализа дилатогрaмм и исследования происходящих фазовых превращений использована диаграмма состояния Fe- Cr [3], в соответствии с которой при содержании в сплаве 22 % Cr в равновесном состоянии при разных температурах находятся фазы:

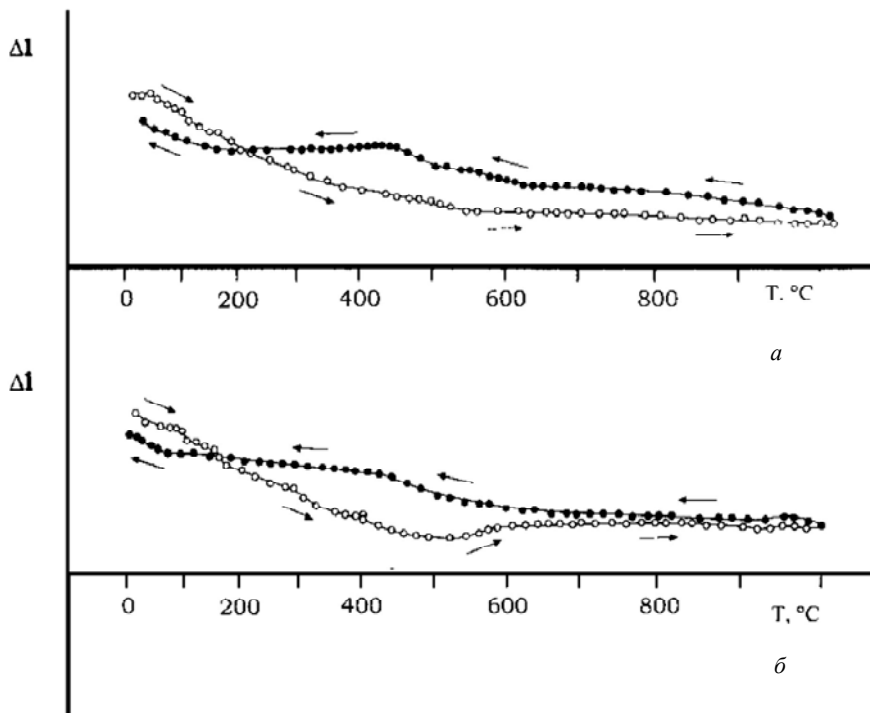


Рис. 3. Дилатогрaммы образцов из стали 03X22Ю5ФБч:

a - охлаждение на воздухе, *б* - охлаждение с печью

- α - фаза – твердый раствор на основе Fe, содержащей 22 % Cr при температуре выше 720 °C;
- α - фаза – твердый раствор на основе Fe, обедненный хромом (при 440 °C содержит около 8 % Cr);
- α' - фаза – твердый раствор на основе хрома (при 440 °C содержит около 87 % Cr);
- σ - фаза – интерметаллид FeCr, образующийся в сплаве с содержанием хрома 22 % при температуре ниже 710 °C. При медленном охлаждении ниже 440 °C происходит эвтектидное превращение

$\sigma_{49\%Cr} \xrightarrow{440^\circ C} \alpha_{8\%Cr} + \alpha'_{87\%Cr}$, которое вследствие наличия двух фаз с различными составами и свойствами приводит к охрупчиванию стали.

Алюминий, ниобий, ванадий в стали 03X22Ю5ФБч оказывают влияние на концентрацию хрома в рассмотренных фазах, однако суть этих превращений сохраняется. Это означает, что при медленном охлаждении проволоки после рекристаллизационного отжига возможно образование σ - фазы и независимо от того сохраняется ли σ - фаза или она превращается в α - и α' - фазы будет происходить охрупчивание стали.

Таким образом, возможной причиной разрушений фехралей при изготовлении нагревателей является их сигматизация в процессе технологического передела. Поэтому технология отжига должна осуществляться так, чтобы исключалось образование σ - фазы и, как следствие, охрупчивание стали.

Вышеизложенное не дает ответа о природе и причинах интенсивной локальной высокотемпературной коррозии и коробления нагревателей (см. рис. 1). Анализом промышленной технологии получения проволоки установлено, что на горячекатаном подкате диаметром 10 мм может быть облой величиной 0,5 ... 1,5 мм. Это объясняется особенностями калиб-

ровки валков при горячей пластической деформации. После этого подкат подвергался рекристаллизационному отжигу при 850 °C и охлаждению в воде, на него наносилась технологическая смазка ($\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$), далее следовала сушка и волочение. Учитывая, что облой перед волочением не удалялся, то возникал дефект в виде заката, под которым оставалась технологическая смазка. Предусматриваемая технологией операция очистки проволоки от смазки не может гарантировать ее удаление из – под закатов.

Авторами [4] показано, что при наличии NaCl на поверхности нагревателей из фехралей в начальный момент окисления продуктами взаимодействия соли с металлами, входящими в состав стали, являются хлориды и оксихлориды. Ионы хлора, находясь на границе металл – окалина, способствуют интенсивному продвижению фронта окисления вглубь проволоки. При этом происходит локальное перегревание проволоки, процесс окисления интенсифицируется, прочность стали снижается и происходит коробление нагревателя.

Для того, чтобы подтвердить причину возникновения высокотемпературной коррозии стали 03X22Ю5ФБч наличием остатков NaCl, проведен микрорентгеноспектральный анализ поверхности нагревателей (рис. 4). По его результатам можно сделать вывод о том, что в исследованных образцах вышедших из строя нагревателей присутствуют натрий и хлор. Это подтверждает предположение того, что операция по удалению технологической смазки ($\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$) после волочения выполняется некачественно. Наличие остатков NaCl в закатах и поверхностных дефектах проволоки привело к интенсивному локальному коррозионному разрушению и короблению при эксплуатации нагревателей. При этом остальные, удаленные от закатов и дефектов участки нагревателя имели хорошее состояние.

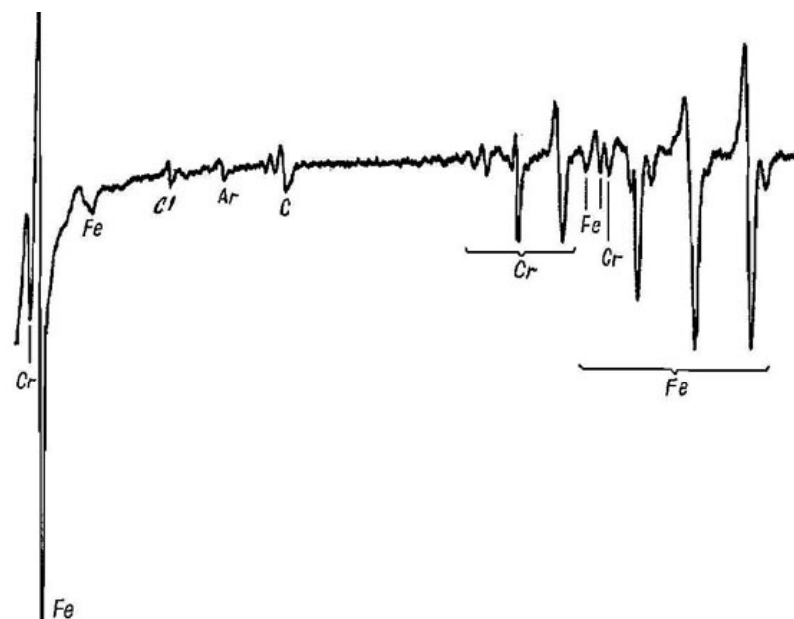


Рис. 4. Оже- спектр нагревателей из стали 03X22Ю5ФБч после эксплуатации

Выводы

1. Разработанная сталь 03X22Ю5ФБч в сопоставлении со сталью 03X23Ю5Т в отожженном состоянии имеет пониженную прочность и повышенную пластичность, что обеспечивает преимущества ее показателей в технологической пластичности.

2. Для повышения технологической пластичности проволоки из обеих сталей рекомендована термическая обработка: нагрев до 760...775 °С с выдержкой 1 час, охлаждение в воде. Она позволяет завершить рекристаллизацию и предотвратить образование σ - фазы при охлаждении.

3. В производстве проволоки для нагревателей из фехралей безусловным является соблюдение технологической дисциплины при горячей и холодной пластической деформации и обязательного удаления технологической смазки. Как показали результаты наших исследований, любое нарушение технологического

процесса негативно отражается на технологических и эксплуатационных показателях этих материалов.

Перечень ссылок

1. Электротермическое оборудование: справочник / под ред. А. П. Альтгаузена. – М. : Энергия, 1980. – 416 с.
2. Пат. 005068 Евразия, МКИ С 22С38/26. Жаростойкий сплав на основе железа / В. Г. Мищенко, В. В. Телин, С. В. Твердохлеб ; заявитель и патентообладатель ЧП «Миллениум». № 200200167 ; заявл. 27.09.2001 ; опубл. 24.04.2003, Бюл. № 4.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник в 3 т. Т. 2 / под ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1977. – 1024 с.
4. Баркая Д. С. Влияние некоторых факторов на склонность проволоки из сплавов системы Fe-Cr-Al к «язвенной» коррозии / Д. С. Баркая, К. П. Бикезин, Н. А. Горохова и др. // Сталь. – 1975. № 11. – С. 1032–1033.

Одержано 22.06.2010

V. G. Mishenko, I. N. Lazechniy, V. Yu. Lyakishev

ECONOMICALLY ALLOYED HIGH-TEMPERATURE STEELS FOR HEAT-TREATMENT FURNACE HEATERS

Досліджено вплив хімічного складу та технології металургійного перероблення на структуру та механічні властивості жаростійких сталей 03X23Ю5Т та 03X22Ю5ФБч. Виявлені причини пониженої технологічної пластичності дроту та незадовільної довговічності нагрівачів із цих сталей. Розроблені і перевірені заходи з усунення цих недоліків.

Ключові слова: термічні печі, нагрівачі, довговічність, жаростійкість, технологічність, ніхром, фехраль.

The influence of chemical composition and metallurgical reprocessing methods on high-temperature steels structure and mechanical properties is studied. The reasons of wire decreased technological plasticity and heaters poor service life made of these steels are also established. Measures concerning removal of disadvantages are worked out and proofed.

Key words: heat-treatment furnace, heaters, service life, high-temperature strength, manufacturability, nichrome, fechral (high-temperature alloy of iron, chrome and aluminum).

УДК 669.14.018.8

Канд. техн. наук О. В. Нестеров, канд. техн. наук О. В. Климов,
канд. техн. наук В. Л. Грешта

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗШИРЕННЯ МАРОЧНОГО СКЛАДУ ФЕРИТНИХ КОРОЗО-ЖАРОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВИРІШЕННЯ ПРАКТИЧНИХ ЗАДАЧ ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ

Наведено аналіз експериментальних даних по дослідженню показників жаростійкості і корозійної стійкості зразків з низькохромистих сталей феритного класу та встановлено рівень експлуатаційної стійкості реальних виробів зі сталей даного типу в умовах впливу агресивних середовищ і високих температур. Також запропоновані перспективи по розширенню марочного складу сталей феритного класу для вирішення більш широкого спектра матеріалознавчих завдань з урахуванням економічної доцільності.

Ключові слова: жаростійкість, корозійна стійкість, високохромистий ферит, оксидні плівки, феритостабілізатори.

Процес окислення є одним із небажаних визначальних процесів, що відбувається під час експлуатації виробів і може викликати зниження працездатності (а в деяких випадках і аварії) відповідальних деталей машин та агрегатів. Особливо це має значення при експлуатації виробів в умовах комплексного впливу агресивного середовища і підвищених температур (550–1100 °С).

В роботі були проведені порівнювальні дослідження жаростійкості та корозійної стійкості економлегованої сталі 08X8CЮТч, сталі 08X18T1, корозійностійкої сталі аустенітного класу 12X18H10T та феритної сталі японського виробництва YUS409.

Сталі марок 12X18H10T та 08X18T1 відзначаються достатньо високими значеннями показників жаростійкості [1], зокрема через утворення на поверхні металу щільних захисних плівок, які складаються переважно з оксидів хрому Cr_2O_3 або шпінелей $FeO \cdot Cr_2O_3$, $FeO(NiCr_2O_3)$ і характеризуються високою якістю зчеплення з матрицею. Кількісні результати випробувань жаростійкості як у повітряному середовищі, так і в середовищі відпрацьованих газів автомобіля показані на рис. 1, 2, а зовнішній вигляд зразків представлено на рис. 3, 4.

Результати досліджень свідчать про те, що за жаростійкістю сталь 08X8CЮТч та сталі 12X18H10T, 08X18T1 близькі між собою, тоді як сталь YUS 409D більш схильна до окислення. Такі показники жаростійкості сталі 08X8CЮТч, яка має у складі суттєво меншу кількість хрому, мають своє пояснення. При окисленні цієї сталі до складу плівок, що утворюються, надходять оксиди Al_2O_3 , SiO_2 , а також більш складні з'єднання $FeO \cdot Al_2O_3$, $FeO \cdot SiO_2$, які в поєднанні з Cr_2O_3 та $FeO \cdot Cr_2O_3$ дозволяють суттєво покращити захисні властивості цих оксидних плівок та підвищити жаростійкість сталі. Жаростійкість сталі YUS 409D помітно нижча, оскільки концентрація хрому в її складі є недостатньою для утворення таких високоефективних окисних плівок, як у сталі 12X18H10T або 08X18T1, а також за умов наявності в її хімічному складі лише незначної кількості кремнію, практично виключається ймовірність формування комплексних, захисних шпінельних з'єднань.

Відносно гірші показники жаростійкості у всіх сталей після випробувань у середовищі відпрацьованих газів автомобіля пов'язані з більш високою його агресивністю.

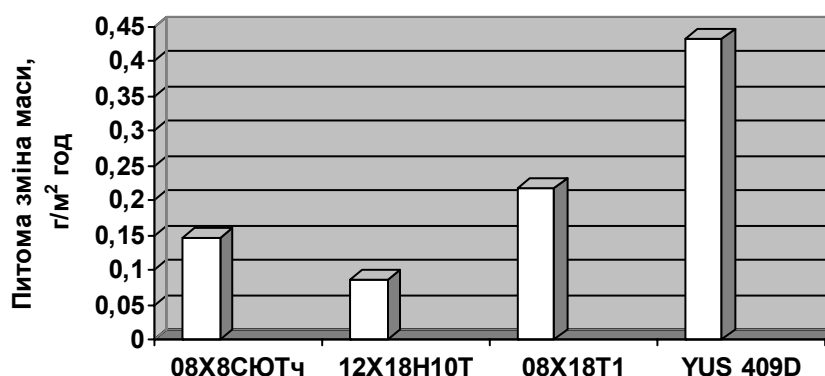


Рис. 1. Жаростійкість сталей, що досліджуються, в повітряній атмосфері при 700 °С, 200 годин

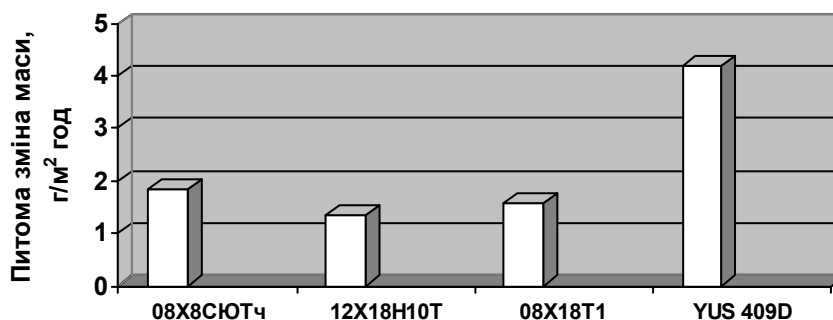


Рис. 2. Жаростійкість сталей, що досліджуються, в атмосфері відпрацьованих газів автомобіля при температурі 700 °С, 200 годин

Візуальний огляд поверхні зразків показав, що окалина на зразках жаростійкої сталі марки 08X8CЮТч отримана рівною та щільною, як і на класичній аустенітній сталі 12X18H10T. У той же час на зразках сталі YUS409 вона частково відшарувалась і сформувалася плямиста поверхня, незважаючи на більш високий вміст хрому (на 2–3 %) порівняно зі сталлю 08X8CЮТч.

У свою чергу показники жаростійкості суттєво змінюються при коливаннях навіть у межах марочно-го складу, найкращі результати було зафіксовано у плавці, із вмістом Si = 1,23 %; Al = 0,96 %. Зменшення кремнію на величину порядку 0,2 % та алюмінію на 0,1 % вже збільшує питому зміну маси. У випадку збільшення кремнію вище 1,23 % на 0,3 % і подальшого зменшення алюмінію на 0,4 % проти 0,96 % втрата маси хоч і дещо зменшується, але не досягає такого рівня. Отже, оптимальним є вміст кремнію біля 1,2 % та алюмінію біля 1,0 %.

Отже, незважаючи на більш низький вміст хрому у зв'язку з легуванням сталі недефіцитним алюмінієм та кремнієм, а також мікролегуванням РЗМ та ЛЗМ, вдається різко підвищити окалинотійкість сталі навіть при 7–8 % хрому.

Порівняльні випробування корозійної стійкості дослідної сталі 08X8CЮТч із відомими сталями як аустенітного (12X18H10T), так і феритного (08X18T1, YUS409) класів, здійснювалися за різними методиками: в атмосферних умовах упродовж тривалого часу (до 5 років); стендові та експлуатаційні випробування глушників автомобілів (протягом 15 років); прискорені

випробування зразків у камері сольового туману.

Отримані результати досліджень в атмосферних умовах та середовищі підвищеної агресивності засвідчують наявність лише окремих корозійних пошкоджень на зразках сталі 08X8CЮТч, загальна площа яких завжди менша за 100 % загальної площі зразків (рис. 3).

Це можна вважати цілком достатнім для умов експлуатації виробів системи газовикиду автомобілів та інших деталей, таких як, наприклад, газоходи хлібопекарного обладнання.

Натурні випробування дослідних глушників автомобілів ЗАЗ-1102 та КРАЗ свідчать про практично необмежений ресурс працездатності. Це доводить, що сталь 08X8CЮТч для виготовлення відповідних виробів є занадто легованою, у зв'язку з чим, перспективними можна було б вважати сталі, що містять 3–5 % хрому, а також Si та Al. Як відомо [2], сталь з 5,0 % Cr залишається окалинотійкою до 600–650 °C.

Таким чином, оптимізація базового складу (Fe-Cr-Si-Al) дозволить зменшити вартість матеріалу та збалансувати експлуатаційний ресурс корозійнонебезпечних вузлів автомобільної техніки з конструкцією в цілому, тобто розробка економнолегованого матеріалу, який містить 3–5 % Cr, є актуальною задачею.

В свою чергу, наявність задовільних показників жаростійкості сталі 08X8CЮТч практично для всіх зазначених вище умов випробувань дозволяє припустити, що на базі даного матеріалу (при певній оптимізації хімічного складу) можуть бути створені сталі з більш високими температурами експлуатації на рівні (1000–1100) °C.

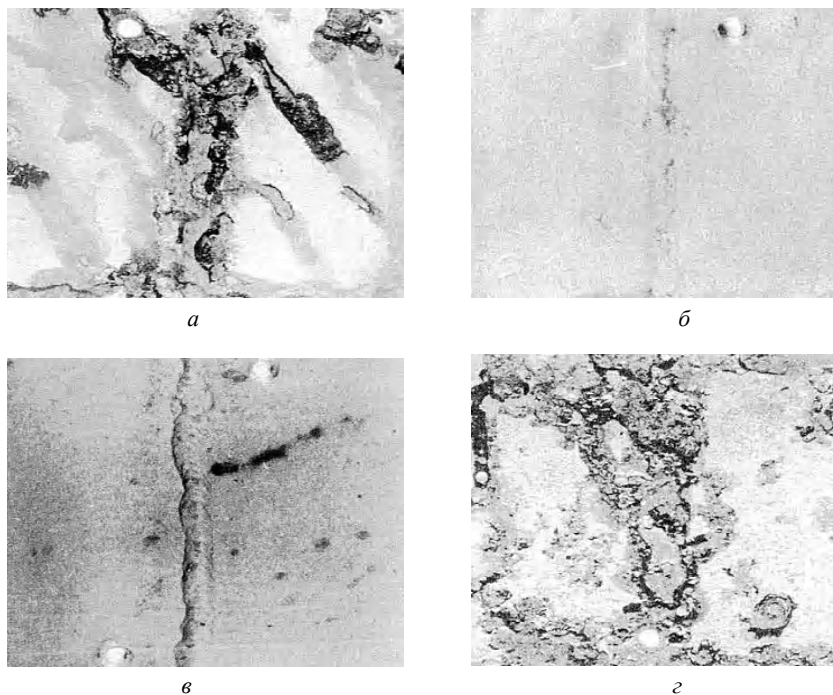


Рис. 3. Зовнішній вигляд зразків різних марок сталей після випробувань на корозійну стійкість в атмосферних умовах:

а – сталь марки 08X8CЮТч; б – сталь марки 12X18H10T; в – сталь марки 08X18T1; г – сталь марки YUS409

Для виготовлення малонавантажених виробів, що експлуатуються при температурах 700–1000 °С із одночасним впливом агресивного середовища може бути запропоновано сталь, що містить Cr 14–16 % та є додатково легованою Si, Al, V та Nb. Загальний принцип вибору комплексу легувальних елементів полягає у вирішенні задачі забезпечення захисту поверхні від високотемпературного окислення шляхом створення кремнієвих і алюмінієвих оксидних плівок та формування однофазної структури високохромистого фериту (ВХФ) завдяки присутності феритостабілізаторів V та Nb, що у свою чергу повинно сприяти зменшенню швидкості розвитку електрохімічної корозії. Введення карбідоутворювальників V та Nb також здійснено з метою зменшення ймовірності розвитку $\alpha' \rightarrow \gamma$ перетворення в зерномежових об'ємах структури через зв'язування аустенітостабілізуювальних елементів C та N у стійкі карбідні сполуки дисперсного розміру.

Водночас, в енергомашинобудуванні існує потреба у створенні однофазних корозо-жаростійких матеріалів із певним запасом жароміцності для виготовлення виробів, що експлуатуються при температурах 800–1000 °С із одночасною дією статичних і динамічних навантажень. У цьому випадку при розробленні нового матеріалу може бути використано композицію Fe-Cr-Si-Al із додатковим введенням тугоплавких феритостабілізаторів W, Mo, V та Nb у розрахунковій кількості відповідно до вдосконаленої діаграми Шефлера [3] на рівні 0,6–0,8 % W; 0,6–0,8 % Mo; 0,7–1,0 % V; 0,5 % Nb. Введення ванадію в більшій кількості (порівняно з вольфрамом та молібденом) обумовлено його більш сильною феритоутворювальною дією (коефіцієнт стабілізації фериту ванадію $K\phi = 5$)

порівняно з вольфрамом та молібденом із відповідними значеннями коефіцієнта стабілізації фериту ($K\phi(W) = 0,75$ та $K\phi(Mo) = 1,5$) та меншою різницею в радіусах атомів відносно заліза, що є важливим при розгляді питань технологічності матеріалу при формозмінювальних операціях. При відповідній схемі легування феритоутворювальними елементами вміст хрому може бути зменшений до Cr 8 % при відсутності поліморфізму навіть в зерномежових зонах.

Подальше вдосконалення системи легування може надати можливість використовувати сталі феритного класу і при більш високих температурах. Оптимістичні прогнози можна вважати цілком коректними, оскільки відомо про величезний практичний досвід використання фехралів (типу X25Ю5) до температур близьких 1350 °С. Проте при виборі схеми легування слід виходити з позицій забезпечення необхідного рівня технологічності як при виготовленні самих матеріалів так і виробів із них.

Перелік посилань

1. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей, сплавов и чистых металлов : справочник / Д. Г. Туфанов. – М. : Металлургия, 1990. – 319 с.
2. Талов Н. П. Экономлегированные коррозионностойкие хромистые стали для глушителей автомобилей / Н. П. Талов, Н. В. Андрушова., В. В. Михеева // Материалы 4 Всесоюзной науч.-техн. конф. «Новые конструкционные стали и сплавы методы их обработки для повышения надежности долговечности изделий». – Запорожье, ЗМИ. – 1989. – С. 149–150.
3. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей [пер. с англ.] / Ф. Б. Пикеринг. – М. : Металлургия, 1982. – 183 с.

Одержано 01.07.2010

О. V. Nesterov, O. V. Klimov, V. L. Greshta

PROSPECTS OF FERRITE CORROSION- AND HEAT-RESISTANT STEELS GRADE COMPOSITION WIDENING FOR THE DECISION OF POWER MACHINE BUILDING PRACTICAL TASKS

Приведен анализ экспериментальных данных по исследованию показателей жаростойкости и коррозионной стойкости образцов из низкохромистых сталей ферритного класса, а также установлен уровень эксплуатационной стойкости реальных изделий из сталей данного типа при одновременном влиянии высоких температур и агрессивной среды. Также предложены перспективы по расширению марочного состава сталей ферритного класса для решения более широкого спектра материаловедческих задач с учетом экономической целесообразности.

Ключевые слова: жаростойкость, коррозионная стойкость, высокохромистый феррит, оксидные пленки, ферритостабилизаторы.

The research experimental data analysis of heat-resistance indices and the corrosion resistance samples with low-chrome ferrite steels is given. The level of real product service durability made from the given steel type in the conditions of the corrosive medium influence and high temperatures is determined. The prospects of ferrite grade composition widening for wider ranged material science subject's tasks decision taking into consideration economical advisability are proposed.

Key words: heat-resistance, corrosion resistance, high-chrome ferrite, oxide film, ferrite stabilizer.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.28:66.012.1

Д. С. Григорьев

Национальный технический университет, г. Запорожье

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТЕПЕНИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВОЛЬФРАМОВОГО КОНЦЕНТРАТА

Применительно к технологии получения губчатого вольфрама методом порошковой металлургии разработан способ определения степени восстановления вольфрамового концентрата. Сущность метода заключается в рентгенографировании проб-эталонов, исследовании образцов и нахождении отношения интегральных интенсивностей интерференционных линий. Он обеспечивает определение концентрации вольфрама в несколько раз быстрее по сравнению с аналитическими методами и может использоваться в качестве экспресс-анализа в технологии производства губчатого вольфрама.

Ключевые слова: вольфрам, концентрат, восстановление, исследование, метод порошковой металлургии, интегральная интенсивность.

Введение

Быстроразвивающееся направление производства и использования губчатых легирующих материалов на основе тугоплавких и редких элементов, полученных методами порошковой металлургии, подтверждают перспективность этих технологий и востребованность специальной металлургией этих материалов с качественно новыми технологическими свойствами [1–8]. Вместе с тем, это требует совершенствования аппаратного оснащения для контроля и регулирования технологических параметров для выдерживания технико-экономических показателей производства и качества выпускаемой продукции. Одним из главных показателей качества губчатого вольфрама является степень восстановления его ведущего элемента из рудного концентрата.

Методика исследований

Отклонения от заданной скорости продвижения шихты влечет за собой изменение требуемого температурного режима восстановления, а соответственно, к изменению остаточного содержания кислорода и углерода в металлизированном продукте. Изменение давления в печи связано с изменением состава отходящей газовой фазы, а вместе с тем и с потерями высших оксидных соединений WO_3 -и/или MoO_3 за счет их высокой скорости сублимации. Производительность печных агрегатов также связана с качеством производимой продукции.

Главным технологическим параметром получения губчатых легирующих материалов является степень

восстановления ведущих элементов из их оксидных соединений, требующая непрерывного контроля в течение всего технологического цикла. Известные аналитические методы контроля степени восстановления тугоплавких легирующих элементов достаточно трудоемкие и требуют для их проведения длительного времени, что исключает возможность эффективного регулирования и управления технологическим процессом [2, 3, 9]. С учетом длительности технологического процесса, протекающего в шахтных печах восстановления, и инерционности регулирования основных его параметров определение степени восстановления вольфрамового концентрата должно проводиться с достаточно высокой точностью.

Экспериментальным путем было определено, что интегральная интенсивность линий W_2C , W_2O_3 зависит от степени восстановления вольфрамового концентрата. При рентгенографировании регистрируют интерференционные линии W_2O_3 с межплоскостным расстоянием $d = 2,179$ нм и W_2C с $d = 2,27$ нм. Эти линии выбраны для контроля, так как имеют большую интенсивность, малочувствительны к микронапряжениям, которые могут появляться, и их брегговские углы отличаются на несколько градусов, что сокращает время рентгенографирования. Целесообразно определять интегральные интенсивности линий, а затем – их отношение, то есть $I_{W_2O_3}/I_{W_2C}$, но при этом одинаковой кристаллической структуре контролируемых проб. При незначительном различии физического уширения интерференционных линий вместо отношения $I_{W_2O_3}/I_{W_2C}$ можно использовать отношение макси-

мальних интенсивностей этих же соединений.

Устанавливают зависимость отношения $I_{W_2O_3}/I_{W_2C}$ от степени восстановления концентрата, определенной при химическом анализе, и строят градировочную зависимость $I_{W_2O_3}/I_{W_2C}$ от степени восстановления концентрата.

Для проведения контроля степени восстановления проб отбирают непосредственно из нижней части муфеля печи по ходу процесса. Затем их охлаждают до комнатной температуры, измельчают и запрессовывают в кювету, которую устанавливают в держатель гониометра рентгеновского аппарата и рентгенографируют линии W_2O_3 и W_2C . Измерив интегральные интенсивности этих линий и найдя их отношение по градуировочной зависимости отношения $I_{W_2O_3}/I_{W_2C}$ от степени восстановления концентрата, устанавливают степень восстановления образца на данном этапе технологического цикла.

Изготовленные пробы с различной степенью восстановления вольфрамсодержащего концентрата подвергают анализу стандартным способом и устанавливают степень восстановления вольфрама из концентрата. Пробы измельчают, запрессовывают в кювету и рентгенографируют. В вольфрамовом концентрате обнаружены различные оксиды вольфрама. При степени восстановления вольфрама из концентрата выше 20 % практически все оксиды переходят в оксид W_2O_3 и появляется карбид вольфрама W_2C .

Предложенные варианты технологии получения металлизированного вольфрамсодержащего концентрата различаются, прежде всего, использованием различных видов восстановителей твердых и газообразных. Во всех исследованных случаях процесс осуществляется в гетерогенных системах без появления жидких фаз. Кинетические кривые восстановления вольфрамового концентрата различными восстановителями приведены на рис. 1.

Для воспроизводства предложенного метода изготовлены пробы и химическим способом установлена в них степень восстановления концентрата. Затем пробы измельчали, запрессовывали в кюветы и помещали на рентгеновский дифрактометр типа ДРОН-УМ1. В излучении медного анода регистрировали интерференционные линии с $d = 2,62$ нм W_2O_3 и с $d = 2,27$ нм W_2C , которые расположены в интервале брегговских углов $2\theta = 14-26$.

Полученные результаты дают возможность получить градуировочные зависимости для каждого вида: шеелитовый, вольфрамитовый и др. и марки концентрата (КШИ-1, КШИ-2 и др.), которые служат для определения степени восстановления в технологическом процессе производства губчатого вольфрама.

На рис. 2 и 3 приведены дифрактограммы проб с различной степенью восстановления шеелитового концентрата, определенных предложенным способом, и микрофотографии изломов образцов с различной степенью восстановления.

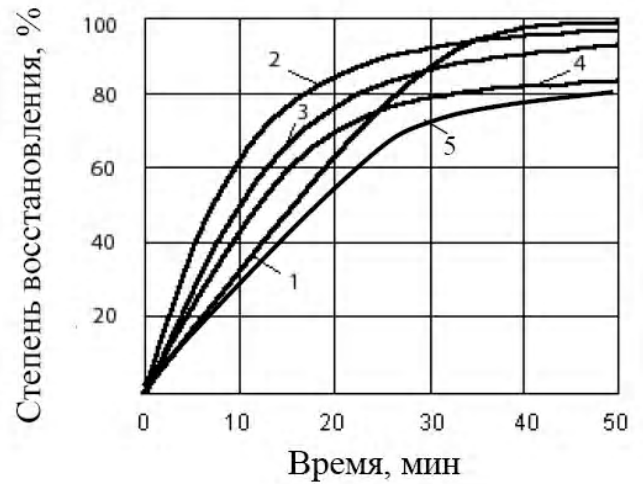


Рис. 1. Кинетика восстановления шеелитового концентрата: 1 – водородом; 2 – древесным углем; 3 – ламповой сажей ТГМ-33; 4 – циклонной пылью углеграфитного производства; 5 – конвертированным природным газом с содержанием водорода 77 % объема.

Температура восстановления – 1523 К; соотношение О/С в шихте – 1,33; расход осушенного водорода и конвертированного, природного газа– $15 \cdot 10^{-5}$ м³/мин; фракционный состав углеродистых восстановителей – $-010...+0056 \cdot 10^{-3}$, сажи – ТГМ – 33 – $005 \cdot 10^{-3}$

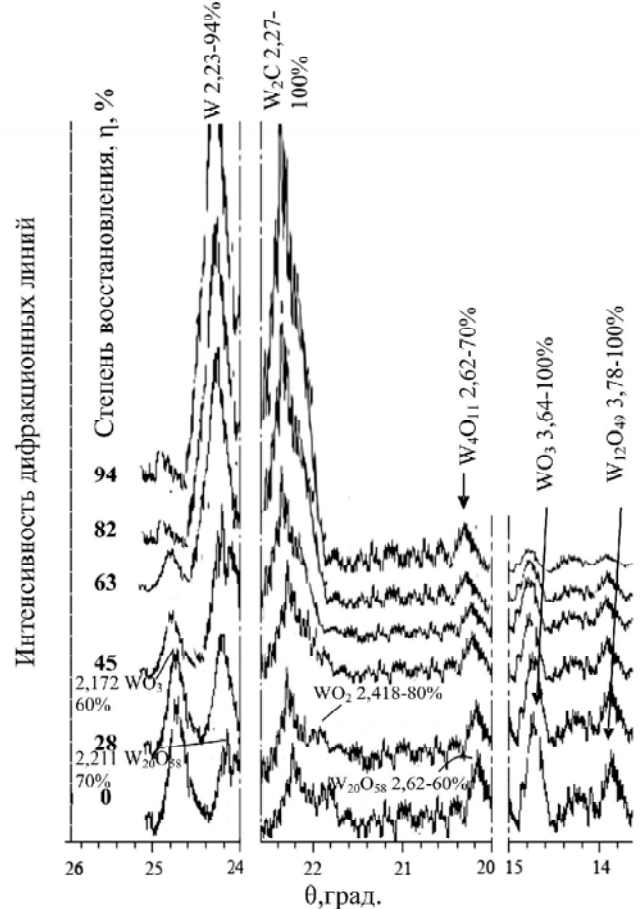


Рис. 2. Участки дифрактограмм исследованных проб шеелитового концентрата с различной степенью восстановления: цифры у кривых соответствуют степени восстановления

Во второй серии экспериментов ставилась задача установления влияния некоторых технологических параметров на степень изотермического восстановления шеелитового концентрата при стехиометрическом соотношении кислорода и углерода в шихте 1,33, результаты которых приведены на рис. 4. Из рисунка видно, что характер повышения степени восстановления аналогичен характеру кривых углеродотермического восстановления оксидных молибденовых концентратов, кинетика восстановления которых описана в работе [5]. Однако температурный интервал при тех же результатах более, чем на 200 К выше.

Наиболее высокая степень восстановления (более 90 %) достигнута в течение процесса за 80 мин. при температуре 1573 К (кривая 4). Промежуточные значения занимают кривые 2 и 3, соответствующие режиму изотермического восстановления при температурах 1373 и 1423 К (более 78 и 83 %).

Выполнена оценка степени восстановления вольфрамового концентрата восстановительными различными углеродистыми восстановителями предложен-

ным методом, результаты которой отличаются высокой сходимостью с результатами, полученными традиционными стандартными аналитическими способами. При этом скорость определения степени восстановления новым методом примерно в 10–12 раз выше, чем достижение тех же результатов аналитическим способом. Такой метод может быть отнесен к экспресс-анализу технологического процесса [10, 11].

Выводы

Предложен метод определения степени восстановления вольфрамового концентрата применительно технологическим условиям производства губчатого вольфрама порошковой металлургией восстановления, обеспечивающей повышение производительности анализа в 10–12 раз выше по сравнению с аналитическими способами. Этот метод может быть рекомендован в качестве экспресс-анализа к технологии производства нового легирующего материала на основе вольфрама.

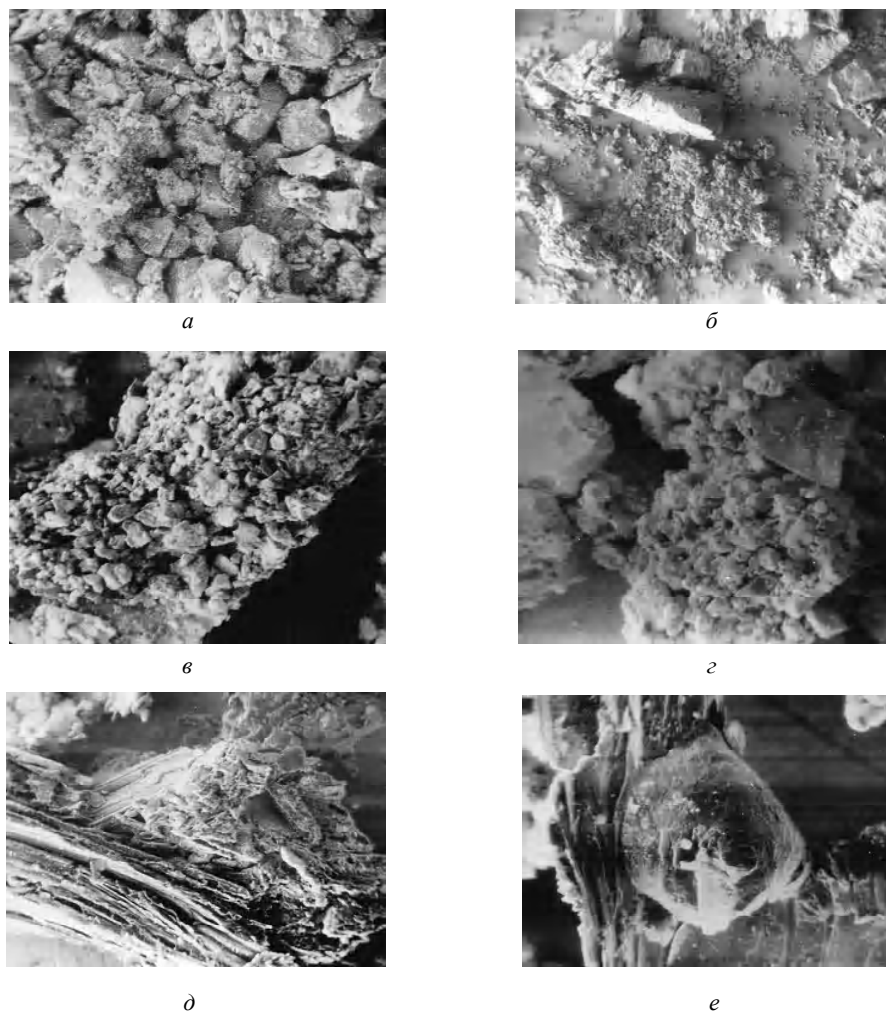


Рис. 3. Микрофотографии изломов образцов с различной степенью восстановления, снятых на растровом электронном микроскопе с увеличением в 1200 раз, степень восстановления, %:

a – 0 ; *б* – 28 ; *в* – 45 ; *г* – 63 ; *д* – 82 ; *е* – 94

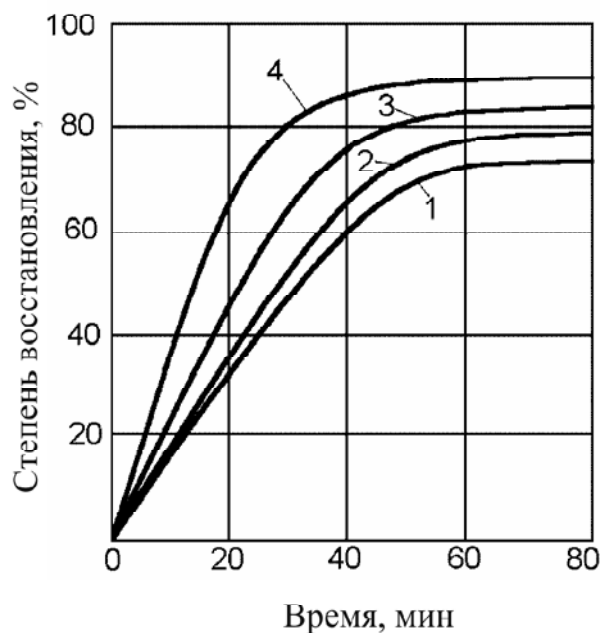


Рис. 4. Кинетика восстановления шеелитового концентрата углеродом при соотношении кислорода и углерода в шихте O/C – 1,33

Перечень ссылок

1. Острик П. Н. Металлургия губчатых и порошковых лигагур / П. Н. Острик, М. М. Гасик, В. В. Пирог. – К.: Техника, 1992. – 128 с.
2. Григорьев С. М. Получение металлизированного молибденового концентрата из брикетированной шихты и его использование при выплавке сталей / С. М. Григорьев, П. Н. Острик, В. Б. Акименко и др. // Сталь. – 1983. – № 8. – С. 71–81.
3. Григорьев С. М. Влияние соотношения кислорода и углерода в шихте на содержание некоторых элементов

в металлизированном молибденовом концентрате / С. М. Григорьев, А. Н. Пивень, П. Н. Острик и др. // Сталь. – 1986. – № 10. – С. 82–84.

4. Григорьев С. М. Термодинамические особенности восстановления вольфрама и математическая модель в системе W-O-C применительно к технологии получения губчатого ферровольфрама / Григорьев С. М., Григорьев Д. С., Карпунина М. С. // Черные металлы. – 2006. – № 2. – С. 49–55.
5. Григорьев С. М. Разработка ресурсосберегающей технологии получения хромосодержащих брикетов для легирования стали / Григорьев С. М., Карпунина М. С., Москаленко А. С. // Сталь. – 1999. – № 9. – С. 32–35.
6. Григорьев С. М. Легирование стали Р6М5 молибденовым металлизированным концентратом / Григорьев С. М. // Сталь. – 2005. – № 7. – С. 55–56.
7. Григорьев С. М. Термодинамические особенности восстановления вольфрама в системе W-O-C применительно к технологии получения губчатого вольфрама / Григорьев С. М., Григорьев Д. С., Карпунина М. С. – В сб. «Металлургия», вып. 14. – Запорожье, труды ЗГИА. – 2006. – С. 104–109.
8. А. С. 977510 СССР, МКИ С22С 34/34. Способ получения металлизированных молибден – и/или вольфрамсодержащих концентратов / П. Н. Острик, А. А. Попов, С. М. Григорьев и др. – № 3312571/22-02; опубл. 30.11.82; Бюл. № 49. – 102 с.
9. Григорьев С. М. Шахтная печь с индукционным нагревом и ведущие параметры тепловой обработки брикетированной шихты / Григорьев С. М., Ревун М. П., Ковалев А. М. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 5. – С. 23–25.
10. СТПО-63-78. Губчатый ферромолибден. Методы определения молибдена. Днепровский алюминиевый завод (ДАЗ). – 1978. – 6 с.
11. Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ. Справочное руководство / Миркин Л. И. – М.: Наука, 1970. – 243 с.

Одержано 25.03.2010

D. S. Grigoriev

TUNGSTEN CONCENTRATE RESTORATION DEGREE DEFINITION METHOD IMPROVEMENT

Стосовно технології отримання губчатого вольфраму методом порошкової металургії розроблений спосіб визначення ступеня відновлення вольфрамового концентрату. Суть методу полягає в рентгенографуванні проб-еталонів та дослідженні зразків і знаходженні відношення інтегральних інтенсивностей інтерференційних ліній. Він забезпечує визначення концентрації вольфраму в декілька разів швидше порівняно з аналітичними методами і може використовуватися як експрес-аналіз у технології виробництва губчатого вольфраму.

Ключові слова: вольфрам, концентрат, відновлення, дослідження, метод порошкової металургії, інтегральна інтенсивність.

The tungsten concentrate restoration extend definition way is developed due to spongy tungsten deriving techniques using powder metallurgical method. The essence of a method consists in samples-standards roentgenography, samples exploration and interference lines integrated intenceity ratio determination. This method ensures tungsten density definition several times faster in comparison with analytical methods and can be used as express analysis metod for spongy tungsten manufacture techniques.

Key words: tungsten, concentrate, restoration, research, samples, metallurgical powder method, integrated intensity.

ПРИЧИНЫ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ ТЕЛ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ПРОПИТКИ ИХ ВЯЗКИМИ СРЕДАМИ

На основе математической модели фильтрации вязкоупругих сред в пористых телах под высоким давлением с нагревом и ньютоновского метода определения касательных напряжений рассмотрен способ определения касательных напряжений, возникающих на поверхности пор тела при движении по ним вязкоупругой среды под высоким давлением с нагревом, на различной глубине, при различных условиях нагружения. Для определения величин касательных напряжений предложено использование нелинейного закона Дарси. Рассмотрена задача о влиянии структурной неоднородности пористых тел на величину касательных напряжений, создаваемых течением вязкоупругой среды в порах, и описан механизм разрушения пористых тел в процессе их пропитки под высоким давлением с нагревом.

Ключевые слова: пропитка, керамика, математическая модель, вязкая среда, изостат, разрушение.

Введение

В настоящее время с развитием и появлением новой техники и технологий в различных областях промышленности (авиация, машиностроение, атомная энергетика) возрастают потребности в новых видах материалов со специальными свойствами [1]. В основном это композиционные материалы (композиты).

В ряде технологий для придания изделиям (заготовкам) особых свойств пористую основу пропитывают полностью (по всей глубине) либо частично (на определенную глубину), при этом если пропитывающая среда (инфильтрат) незначительной вязкости ($\mu < 1$ Па·с), то, как правило, необходимое давление пропитки находится в пределах ~ 10 МПа. Если же возникает необходимость в пропитке пористого тела вязкоупругой ($\mu > 10$ Па·с) средой (этиленоксиды, полиформальдегиды, полипропилен, полиамиды, полиуретаны, различные смолы т.д.), то необходимое технологическое давление может выражаться в сотнях МПа. Особенно если учесть, что размер пор пропитываемых тел может колебаться от десятых долей миллиметра до десятых долей микрометра [2].

Анализ достижений

Как правило, пропитка пористых тел вязкоупругими средами под давлением осуществляется в изостатах (давление среды – до 1000 МПа). При такой пропитке необходимо учитывать тот фактор, что все текущие среды под давлением изменяют свои физические характеристики: вязкость, плотность, объемный модуль упругости. Поэтому при анализе процес-

сов пропитки под высоким давлением необходимо заранее знать и учитывать изменения физических свойств используемых инфильтратов от давления и температуры, а также физику процессов течения этих инфильтратов по микроканалам пористых тел. Такие данные необходимы для правильной оценки величин давления пропитывающей среды (чтобы не разрушить основу пористой матрицы и полностью, по всей глубине провести пропитку), для определения скоростей протекания вязких сред по каналам пор, какие напряжения сдвига при этом возникают (особенно это важно при пропитке коллоидными суспензиями и растворами полимеров со значительными молекулярными массами) и как будет изменяться давление среды по глубине пористого тела, а также оптимальное время процессов полного заполнения пор.

Задачи по определению касательных напряжений при движении вязких сред под давлением решены только для случаев поверхностного течения. Для течения вязкоупругих сред в пористых телах под высоким давлением задача по определению касательных напряжений (напряжений сдвига) на настоящее время не решена.

Постановка задачи

В рассматриваемой работе на основе уравнения пропитки пористых тел вязкими, сжимаемыми средами под высоким давлением с учетом температуры, предлагается метод определения касательных напряжений как в самих средах, так и на поверхности пор тела при их течении в теле на различной глубине с учетом различных краевых условий. Достоверность результатов любых решений можно проверить экспе-

риментально – по глубине зоны разрушения при быстром ($\sim 0,1$ с) сбросе давления в процессах изостатики [3].

Поэтому в данной работе по пропитке пористых тел вязкими сжимаемыми средами под высоким давлением с нагревом ставились и решались 2 основные задачи:

1. Определение степени применимости различных моделей вязкоупругих сред в задачах пропитки пористых тел под высоким давлением.

2. Определение касательных напряжений на поверхности пор при течении по ним вязкоупругих сред и установление взаимосвязи с прочностью этих пористых оснований.

При рассмотрении различных моделей вязких, сжимаемых сред, можно утверждать, что в процессе пропитки ими пористых тел под высоким давлением с нагревом все они (среды) ведут себя одинаково.

Пропитка пористых тел бингамовскими средами: вязкими пластиками, псевдопластиками и дилатантными жидкостями – осуществляется по тем же законам, что и пропитка вязкими средами, как указывалось выше. Если при течении бингамовских сред в зависимости от скорости и продолжительности сдвига изменяется вязкость, то в рассматриваемой модели пропитки под высоким давлением с нагревом (1) все эти факторы учтены. Обобщенно говоря, «вязкоупругие» среды под высоким давлением можно считать вязкоупругопластичными в зависимости от величины давления в изостате и стадии технологического процесса (при подъеме давления, выдержке под давлением или при сбросе давления).

Под высоким давлением все среды сжимаемы. Любое изменение (уменьшение) объема среды от давления ведет к изменению внутренней ее энергии [4], что сказывается на физических характеристиках: жидкие среды могут увеличивать вязкость на $3 \div 4$ и более порядка, и их уже проблематично называть «жидкими». Поэтому говорить об использовании в расчетах пропитки пористых тел вязкоупругими средами при высоких давлениях различных моделей (Фойгта, Максвелла, Сен-Венана, Кельвина-Фойгта и т.д.) нет смысла.

Способы решения поставленной задачи

Для анализа течения сжимаемых вязкоупругих сред в пористых телах при высоких давлениях с нагревом, используем уравнение пропитки (фильтрации), в котором учтены классические зависимости изменения: вязкости, сжимаемости (обратная величина объемного модуля упругости $\chi = 1/E$), плотности, используемых сред от величины давления и температуры (1) [5, 6]. В процессе пропитки распределение давления вязкоупругой среды по глубине пропитываемого пористого тела определяется из решений уравнения (1), в соответствии с заданными начальными (НУ) и граничными (ГУ) условиями:

$$\left\{ \frac{\frac{a}{b+P}}{1-a \cdot \ln \frac{b+P}{b}} \cdot \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right) \right\} \cdot \frac{\partial P}{\partial t} = \frac{k}{\mu_0} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\frac{1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b}}{e^{CP-\gamma T}} \cdot \frac{\partial P}{\partial x} \right) \quad (1)$$

В уравнениях 2, 3 и 4 показано, в какой математической форме учтены законы изменения вязкости, плотности и сжимаемости жидкостей от величины давления (P) и температуры:

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{CP-\gamma T}; \quad (2)$$

$$\rho = \rho_0 \cdot \left(1 + a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right); \quad (3)$$

$$\chi = \frac{\frac{a}{b+P}}{1-a \cdot \ln \frac{b+P}{b}} \quad (4)$$

где x, t – координаты длины (мм) и времени (с);

μ – динамическая вязкость (Па·с);

γ – температурный коэффициент вязкости (T^{-1});

T – температура процесса пропитки ($^{\circ}C$);

ρ – плотность ($г/см^3$);

k – коэффициент проницаемости ($м^2$);

χ – сжимаемость ($МПа^{-1}$);

a, b – коэффициенты сжимаемости среды Тэйта;

C – пьезокоэффициент вязкости ($МПа^{-1}$);

μ_0 и ρ_0 – вязкость и плотность при обычных условиях ($T = 20^{\circ}C$).

Пористые образцы, используемые для исследования течения различных вязкоупругих сред под давлением, представляли собой в сечении прямоугольник длиной $L = 150$ мм со свободными торцами и экранированной металлом боковой поверхностью. Вследствие этого вязкоупругая среда могла проникать в тело только со стороны открытых торцов. Основной параметр – давление (P) изменяется и определяется только по координате (x), поэтому поставленная задача и носит одномерный характер.

Граничные условия для данного случая примут вид:

$$P(0, t) = v_{y\phi} \cdot t + 0,1;$$

$$\frac{\partial P}{\partial x} \left(\frac{L}{2}, t \right) = 0.$$

Первое условие отражает закон изменения давления на границе входа среды в тело. Это изменение

носит линейный характер и определяется произведением скорости увеличения давления (v_{yg}) (МПа/с) на время t (с). Второе условие определяется симметрией, т.е. в среднем сечении образца поток отсутствует.

Начальное условие задается исходя из того, что в начальный момент времени давление среды равно атмосферному (0,1 МПа):

$$P(x,0) = 0,1.$$

Математическая модель фильтрации различных сжимаемых сред в пористые тела (1) представляет собой нелинейное параболическое дифференциальное уравнение в частных производных второго порядка и точного аналитического решения не имеет. Решение задачи осуществлялось с использованием конечно-разностной аппроксимации по неявной схеме, не требующей проверки на устойчивость [7, 8].

Согласно Ньютону, касательные напряжения при ламинарном течении жидких сред определяются [9]:

$$\tau = \mu \cdot \gamma^*, \quad (5)$$

где τ – касательные напряжения (МПа);

γ^* – скорость деформации сдвига (1/с).

Если учесть, что $\gamma^* = \frac{\partial v_x}{\partial y}$, то касательные напряжения запишутся в виде:

$$\tau = \mu \frac{\partial v_x}{\partial y} \quad \text{или} \quad \tau = \mu \frac{\partial v_x}{\partial r}, \quad (6)$$

где v_x – линейная скорость течения вязкой среды в порах тела;

r – текущий радиус поры.

При определении касательных напряжений в моменты нахождения вязкоупругой среды в пористом теле под высоким давлением с нагревом (при подъеме, сбросе или выдержке) в уравнении (5) уже необходимо будет учитывать изменение вязкости как от величины давления, так и температуры (2). Тогда уравнение (5) примет вид:

$$\tau = \mu^* \frac{\partial v_x}{\partial r}, \quad (7)$$

где μ^* должно определяться согласно (2). В работе [10] при исследовании течений вязких, сжимаемых сред в пористых телах под высоким давлением было выявлено, что у сред с начальной вязкостью $\mu_0 \geq 0,5$ Па·с при давлениях $P \geq 10$ МПа течение в порах тела будет носить ламинарный характер. В дальнейшем рассматриваться будет среда с начальной вязкостью $\mu_0 \sim 100$ Па·с, т.е., течение в порах тела однозначно ламинарное.

Для задач пропитки, когда вязкоупругая среда на границе с пористым телом находится под всесторонним давлением сжатия, определение ее скорости про-

питки по каналам пористого тела, а также напряжений сдвига не представляется возможным. Все эти данные можно получить только в результате решения уравнения (1).

Скорость течения жидкости в пористом теле определяется исходя из закона Дарси [11]:

$$v = -\frac{k}{\mu} \cdot \frac{\Delta P}{\Delta L}, \quad (8)$$

где $\Delta P/\Delta L$ – изменение давления жидкости в пористом теле на единицу длины (МПа/мм).

В данном случае k – величина постоянная, является геометрической характеристикой пористого тела, и при его пропитке различными по физическим свойствам жидкостями считается неизменной, величины значений (P и $\Delta P/\Delta L$) на любой глубине пористого тела определяются из решения уравнения (4), в соответствии с заданными граничными и начальными условиями (рис. 1, 2), вязкость $\mu = f(P, T)$ – зависит от величины давления и температуры и определяется по зависимости (5). Тогда закон Дарси становится нелинейным, и будет выглядеть:

$$v = -\frac{k}{\mu^*} \cdot \frac{\Delta P}{\Delta L}. \quad (9)$$

Рассматривая равновесие сил, действующих на цилиндрический элемент среды в поре тела на любой его глубине, в первом приближении получим:

$$\pi \cdot r^2 \Delta P = 2\pi \cdot r \cdot \Delta L \cdot \tau, \quad (10)$$

где r – радиус цилиндрического элемента (поры) (мм);

ΔP – изменение давления в цилиндрическом элементе среды на длине ΔL (МПа/мм).

Тогда величина касательных напряжений на стенках поры будет определяться:

$$\tau = \frac{r}{2} \cdot \frac{\Delta P}{\Delta L}. \quad (11)$$

Анализируя физические величины, входящие в выражение 11 (r – величина постоянная, характеризующая структуру пористого тела, $\Delta P/\Delta L$ – определяется из решения (1)), можно отметить: независимо от физических характеристик среды, пропитываемой пористое тело, величина касательных напряжений на стенках пор будет зависеть от двух характеристик: величины ($\Delta P/\Delta L$) и габаритов пор (r).

Методику определения напряжений сдвига среды в различные моменты времени технологического процесса (при подъеме давления, выдержке и сбросе) и выявления наиболее значимых из них рассмотрим на примере пропитки пористого тела одной из разновидностей битумных смол с учетом нагрева.

Пористое тело: керамика, применяемая на заводах МАП для изготовления сложных пустотелых от-

ливок по выплавляемым моделям (основа SiO_2 – кварц искусственный) с коэффициентом проницаемости $k = 1,42 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2$ и средним размером пор $D_{cp} \sim 0,01 \text{ мм}$. Основа инертна – в процессе пропитки химически не взаимодействует с пропитывающей средой, максимальный размер частиц, формирующих керамику – 160 мкм, минимальный – 14 мкм. Выгорающие пластичные добавки – 16 % от общей прессовочной массы. Общая пористость партии исследуемой керамики составляла 42 %, открытая пористость – 22 % (данные ЗМКБ «Ивченко-Прогресс»), где $\sigma_p = 4,9 \text{ МПа}$ – предел прочности пористой керамики на растяжение;

$\sigma_{сж} = 13,6 \text{ МПа}$ – предел прочности пористой керамики на сжатие;

$E_M = 2,2 \cdot 10^5 \text{ МПа}$ – модуль упругости монолитной керамики на основе SiO_2 ;

$E_{II} = E_M (1 - 1,9\Pi - 0,9\Pi^2) = 0,095 \cdot 10^5 \text{ МПа}$ – модуль упругости пористой керамики;

$\nu = 0,2$ – коэффициент Пуассона.

Особой потребности в исследовании пористых оснований с размером пор $\sim 1 \text{ мм}$ нет по причине простоты их пропитки.

Вязкая среда: одна из разновидностей электроизоляционных битумных смол – вязкость $\mu_0 = 120 \text{ Па}\cdot\text{с}$ при $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$; коэффициенты сжимаемости (Тэйта) $a = 0,154$ и $b = 629 \text{ МПа}$; пьезокоэффициент вязкости $C = 0,55 \cdot 10^{-2} \text{ МПа}^{-1}$, показывающий изменение

вязкости используемой среды от величины давления, температурный коэффициент вязкости γ , показывающий изменение вязкости среды от температуры. В работе [12] показано, что зависимость значений (C) от величины давления при конкретной температуре – незначительна – 2,5 %.

Данные по значению коэффициентов C с учетом температуры (γ) приведены в таблице 1.

Для используемой вязкоупругой (изоляционной смолы) температура, характерная для начала размягчения, находится в пределах $25 \div 28 \text{ }^\circ\text{C}$ и по пластичности соответствует строительным замазкам или пластилину.

Технологические параметры процесса: максимальное изостатическое давление $P = 500 \text{ МПа}$, скорость увеличения давления (исследуемой среды) в изостате $v_{ув} = 25 \text{ МПа/с}$, выдержка под максимальным давлением – 30 с.

Изменение вязкости жидкости при различных высоких давлениях и температуре можно определить (если нет в литературных источниках) по предложенной автором методике [12].

По расположению кривых 1÷4 (рис. 1), отражающих степень пропитки пористого тела вязкоупругой средой (смолой) под давлением с нагревом, видно, что на 75 мм глубины тела разница в величинах давлений составит: между кривой 1 ($T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$) и кривой 2 ($T = 40 \text{ }^\circ\text{C}$) – 22 МПа; между кривой 2 и 3 ($T = 60 \text{ }^\circ\text{C}$) – 123 МПа; и между кривой 3 и 4 ($T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$) – 192 МПа.

Таблица 1 – Изменение пьезокоэффициента вязкости C от величины давления

T (°C) \ P (МПа)	25 °C	40 °C	60 °C	80 °C
	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа ⁻¹)	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа ⁻¹)	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа ⁻¹)	$C \cdot 10^{-2}$ (МПа ⁻¹)
100÷500	0,55	0,46	0,38	0,32

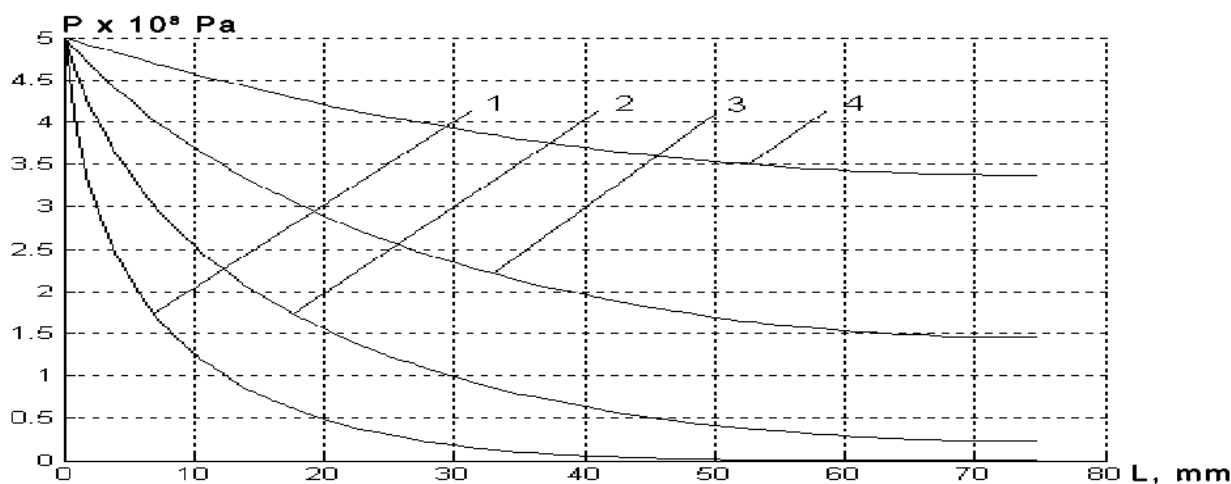


Рис. 1. Кривые распределения давления битумной смолы по глубине пористого тела под давлением при различных температурах:

1 – $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$; 2 – $T = 40 \text{ }^\circ\text{C}$; 3 – $T = 60 \text{ }^\circ\text{C}$; 4 – $T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$

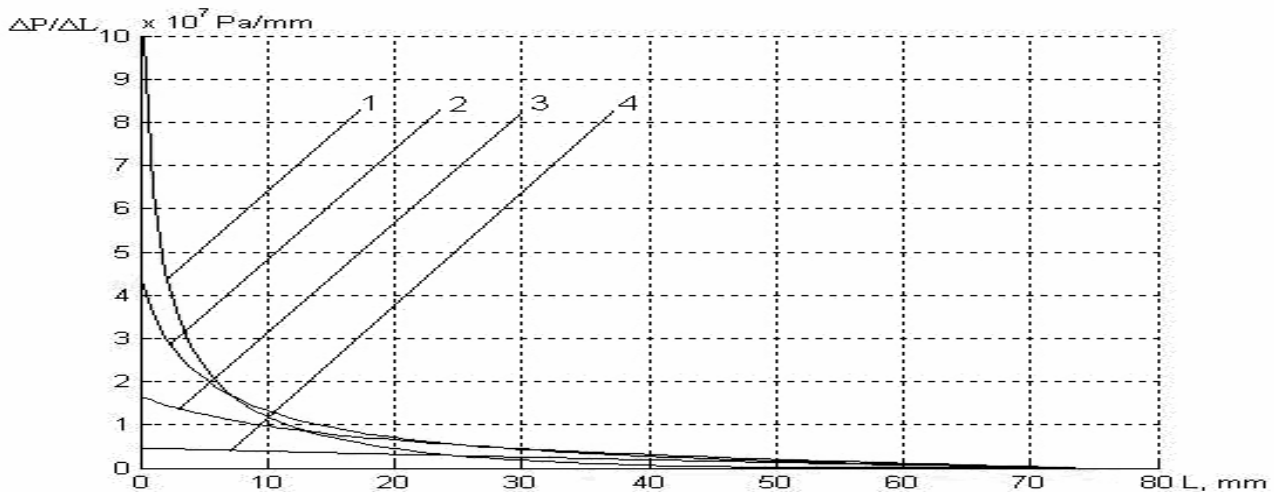


Рис. 2. Кривые распределения $\Delta P/\Delta L$ вязкой ($\mu_0 = 120$ Па·с) вязкоупругой среды по глубине пористого тела при различных температурах:

1 – $T = 20$ °C; 2 – $T = 40$ °C; 3 – $T = 60$ °C; 4 – $T = 80$ °C

На рис. 2 показаны графики значений ($\Delta P/\Delta L$) среды, соответствующие распределениям давления, отображенных на рис. 1. Отмечаем, что максимальные значения ($\Delta P/\Delta L$) будут определяться: кривая 1 ($T = 25$ °C) – 111 МПа/мм; кривая 2 ($T = 40$ °C) – 44 МПа/мм; кривая 3 ($T = 60$ °C) – 17 МПа/мм; и кривая 4 ($T = 80$ °C) – $\Delta P/\Delta L = 4,6$ МПа/мм.

Ранее в работе [13] был проведен анализ напряженного состояния пористых тел, пропитанных жидкостью под высоким давлением, выявлены причины разрушения и обоснован критерий прочности для оценки степени разрушения.

На ряде проведенных экспериментов (по методике, указанной в работе 19) было выявлено, что у используемой в данной работе пористой керамики на основе SiO_2 – искусственного кварца, разрушение начиналось при пе-

репаде давления жидкости в порах тела при быстром (0,1 с) сбросе давления в изостате, не менее 50 МПа/мм, т. е., выполняется условие $(\Delta P/\Delta L_{кр}) \geq 50$ МПа/мм.

В табл. 2 даны основные расчетные характеристики вязкоупругой среды на различной глубине пористого тела при вышеуказанных технологических параметрах процесса. По данным таблицы 2 отмечаем, что при пропитке смолой, только при $T = 25$ °C, на первых миллиметрах пористого тела $\Delta P/\Delta L = 111$ МПа/мм будет превышать значение $\Delta P/\Delta L_{кр} = 50$ МПа/мм, т.е. в этой зоне тело подвержено разрушению. При тех же технологических параметрах пропитки, но при температурах более 40° разрушение происходить не будет. Согласно уравнению (11), определяем значения касательных напряжений, соответствующих различным значениям ($\Delta P/\Delta L$).

Таблица 2 – Основные расчетные характеристики пропитывающей вязкоупругой среды на различной глубине пропитываемого пористого тела после подъема давления и выдержки в 30 с

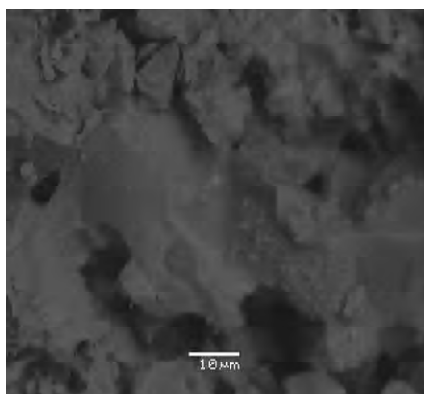
Глубина точки определения (мм)	Давление P (МПа)				$\Delta P/\Delta L$ (МПа/мм)				Вязкость μ^* (Па·с)			
	Температура (°C)				Температура (°C)				Температура (°C)			
	25	40	60	80	25	40	60	80	25	40	60	80
1	500	500	500	500	111	43	16,5	4,6	1880	272	55	15
10	141	265	381	461	13,4	14,3	10,2	3,97	261	92	35	13,5
20	53,4	163	296	425	4,9	7,45	6,74	3,27	161	58	26	12
50	1,7	43	172	355	0,22	1,74	2,13	1,38	121	33	16	10
Глубина точки определения (мм)	Скорость движения среды $v_x \cdot 10^{-2}$ (мм/с)				Касательные напряжения τ (МПа)							
	Температура (°C)				Температура (°C)							
	25	40	60	80	25	40	60	80				
1	0,74	2,0	3,8	3,86	0,33	0,129	0,05	0,014				
10	0,65	1,96	3,67	3,73	0,04	0,043	0,031	0,012				
20	0,38	1,63	3,2	3,47	0,015	0,022	0,020	0,01				
50	0,02	0,65	1,65	1,76	0,0007	0,005	0,0064	0,0041				

Определение среднего (r_{cp}) и максимального (r_{max}) радиусов пор имеет свои недостатки: 1 – размеры пор в теле, состоящем из частиц фракций от 160 до 14 мкм (с учетом выгорания органического связующего) могут отличаться более чем на порядок; 2 – нет оптимального способа определения среднего размера пор; 3 – во многих методах определения среднего размера пор используют жидкости, т.е. они являются не прямыми, а косвенными (погрешность до 25 %); наиболее точным является метод микрофотографий, но для его использования необходимо иметь соответствующее оборудование [14].

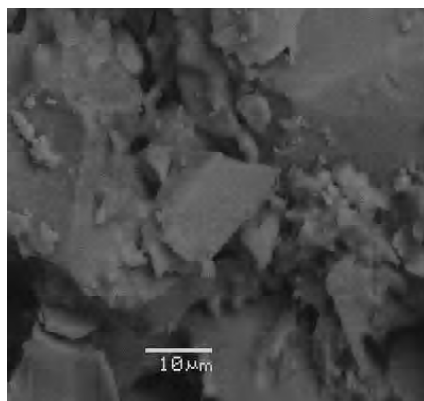
В рассматриваемой работе уточнение среднего и максимального размеров пор используемой керамики осуществляли на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM 63-60-LA с увеличением 1500. По фотографиям (рис. 3) поверхности изломов керамики был проведен анализ среднего ($\sim 1,2$ мкм) и максимального (~ 20 мкм) типоразмеров пор.

Анализ результатов

Значения касательных напряжений, образующихся на поверхности пор, при течении смолы, с учетом коррекции среднего размера пор, на различных по глу-



а



б

Рис. 3. Структура пористой керамики, показывающая размерность габаритов пор и отражающая их распределение по объему:

а – на 5 мм глубины; б – на 15 мм глубины

бине участках тела представлены в продолжении таблицы 2.

Далее рассматривалось поведение вязкой среды нагретой до $T = 40$ °С при различных скоростях сброса давления в гидростате от P_{max} до атмосферного. Технологические параметры пропитки (величина максимального давления, скорость подъема и выдержка) указаны выше.

На рисунке 4 приведены кривые распределения ($\Delta P/\Delta L$) смолы, нагретой до $T = 40$ °С при различных скоростях сброса давления от максимального значения ($P = 500$ МПа) до атмосферного. Время сброса давления соответствовало 0,5 с ($v_{сб} = 1 \cdot 10^3$ МПа/с); 1 с. ($v_{сб} = 0,5 \cdot 10^3$ МПа/с); 2 с. ($v_{сб} = 0,25 \cdot 10^3$ МПа/с) и 3 с ($v_{сб} = 0,167 \cdot 10^3$ МПа/с).

Прямая (рис. 4) соответствует значению $\Delta P/\Delta L_{кр} = 50$ МПа/мм и определяет начало разрушения пористого тела. По пересечению кривых перепада давления с этой прямой можно судить, при каких скоростях сброса давления разрушение произойдет, а при каких пористое тело останется не разрушенным. Так, при скоростях сброса $v_{сб} = 1 \cdot 10^3$; $0,5 \cdot 10^3$ и $0,25 \cdot 10^3$ МПа/с – пористое тело однозначно будет разрушено на глубину 2–3 мм. При скорости сброса $v_{сб} = 0,167 \cdot 10^3$ МПа/с (кривая 4) и менее, пористое тело с соответствующими прочностными характеристиками останется целым.

Переходим к анализу величин касательных напряжений на стенках пор тела, образующихся при течении смолы на различной глубине. Время сброса давления в гидростате выбиралось: минимальное – 0,5 с, при котором разрушение наступало; и максимальное – 3 с, при котором пористое тело оставалось целостным. Величины касательных напряжений на стенках пор, образованных течением смолы при различных значениях $\Delta P/\Delta L$, в моменты сброса давления в гидростате за 0,5 с и 3 с, представлены в таблице 3.

Далее анализировались условия начала разрушения пористого тела. Согласно экспериментальным данным $\Delta P/\Delta L_{кр} = 50$ МПа/мм (начало разрушения пористого тела) и в соответствии с выражением 11, максимальные касательные напряжения на стенках пор при $r_{cp} = 6 \cdot 10^{-3}$ мм составят $\tau = 0,15$ МПа.

В рассматриваемом случае с учетом прочности на разрыв используемой пористой керамики $\tau_n = \sigma_p / 2 = 2,45$ МПа можно утверждать, что максимальные габариты единичных пор будут составлять (согласно выражению 11) $r_{max} = 0,098$ мм или $D_{max} \sim 0,2$ мм, что и подтверждается анализом микрофотографий изломов используемой керамики (рис. 3).

Как указано в работе [14], содержание пор со средним размером $r_{cp} = 6 \cdot 10^{-3}$ мм в общей массе тела ~ 80 %, остальное количество пор имеют габариты, превыша-

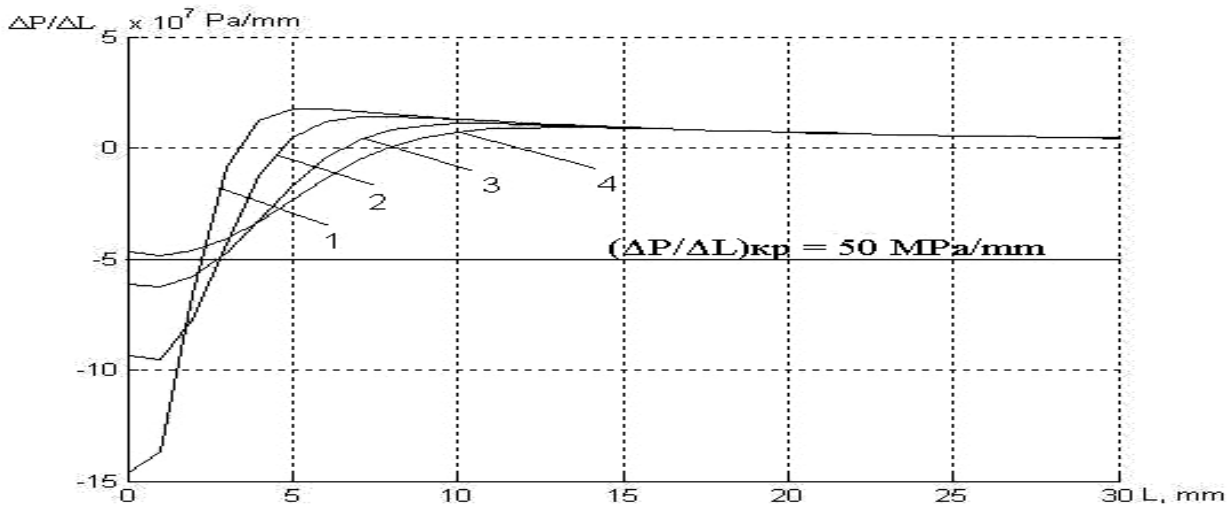


Рис. 4. Кривые распределения $\Delta P/\Delta L$ вязкой среды по глубине пористого тела при $T = 40\text{ }^\circ\text{C}$ при различных скоростях сброса давления:

1 – $v_{c\delta} = 1 \cdot 10^3$ МПа/с; 2 – $v_{c\delta} = 0,5 \cdot 10^3$ МПа/с; 3 – $v_{c\delta} = 0,25 \cdot 10^3$ МПа/с; 4 – $v_{c\delta} = 0,167 \cdot 10^3$ МПа/с

Таблица 3 – Основные расчетные характеристики пропитывающей среды на различной глубине пропитываемого пористого тела при сбросе давления за 0,5 и 3 с

Факторы	Глубина зоны анализа (мм), при времени сброса 0,5 и 3 с							
	1		10		20		50	
	0,5	3	0,5	3	0,5	3	0,5	3
$\Delta P/\Delta L$ (МПа/мм)	146	46,9	14,1	4,78	7,46	7,4	1,82	1,85
Напряжения сдвига τ (МПа)	0,438	0,141	0,042	0,014	0,0224	0,0222	0,0054	0,0055

ющие значения r_{cp} в несколько раз, а некоторые и на порядок. Объясняется это тем, что на некоторых участках при спекании (выгорании связующего) происходит объединение нескольких пор в единую. При анализе фотографий изломов исследуемой керамики такие «поры» фиксировались и замерялись. Поры по своей природе имеют очень разнообразную по периметру форму, и, естественно, говорить о «радиусах» пор можно только в первом приближении. Имея одинаковый средний радиус вписанной окружности, две поры могут значительно отличаться длиной периметра, что очень важно при определении момента разрушения пористого тела от движения по нему вязкой сжимаемой среды под высоким давлением. В связи с этим, можно сделать основной вывод о природе разрушения пористых тел при пропитке их вязкими сжимаемыми средами под высоким давлением.

Начало разрушения начинается при течении среды в наибольших из пор, содержащихся в теле, по мере разрушения наибольших из пор и уменьшения прочности тела, разрушаться начинают и поры с меньшими габаритами, и так до полного разрушения. Анализ разрушенных частиц показал, что они составные и по габаритам многие из них превышают максимальные

размеры исходных, что и подтверждает высказанный механизм разрушения.

Обобщение данных по всей работе позволяет сделать ряд выводов

1. Обоснован и сделан вывод о неприменимости различных «классических» моделей вязкоупругих сред при расчетах их течения в пористых телах под высоким давлением с нагревом в процессах фильтрации и пропитки.

2. Предложена методика расчета касательных напряжений, образующихся в пористых телах, при течения по ним различных по физическим свойствам вязких сред под высоким давлением с нагревом, на различной глубине.

3. Для определения скорости течения вязких сред под высоким давлением с нагревом в пористых телах, предложено и обосновано применение нелинейного закона Дарси.

4. На основе закона Ньютона (о величинах касательных напряжений в пористых телах при пропитке их вязкой средой под высоким давлением) выявлены основные характеристики, влияющие на величину касательных напряжений: габариты пор (r) и величина

перепада давления пропитывающей среды – $(\Delta P/\Delta L)$.

5. Предложен способ определения основных технологических параметров вязких сред, протекающих в пористом теле на различной глубине, под высоким давлением с нагревом: скорости движения среды (v_x), изменения вязкости (μ), величины давления среды на различной глубине (P), перепада давления ($\Delta P/\Delta L$) и касательных напряжений (τ), образующихся на поверхности пор при течении среды.

6. На основе структурной неоднородности рассмотрена задача по определению величин касательных напряжений, создаваемых течением жидкой среды в пористых телах под высоким давлением с нагревом, в зависимости от типоразмера пор и описан механизм разрушения.

Перечень ссылок

1. Композиционные материалы : справочник / [под ред. В. В. Васильева]. – М. : Машиностроение, 1990. – 512 с.
2. Косинский В. В. Определение коэффициента проницаемости пористых тел при пропитке вязкими жидкостями под давлением / Косинский В. В. // *Металлургия*. – 2006. – Вып. 13. – С. 55–59.
3. Совместные работы по созданию и освоению технологии и оснастки для гидродинамического удаления пористых стержней турбинных лопаток : отчет о НИР (заключительный). – М. : ВНИИМетМаш, 1985. – № IP 01870007295 ; Инв. № В 269236. – 92 с.
4. Косинский В. В. Энергетические составляющие сжимаемых жидкостей при течении их в пористых средах под высоким давлением : сб. науч. тр. / В. В. Косинский // *Прикладная гидромеханика*. – 2009. – Т. 11(83). – № 3. – С. 21–27.

5. Косинский В. В. Математическое обоснование влияния основных технологических факторов на процессы пропитки недеформируемых пористых оснований вязкими средами под высоким давлением / В. В. Косинский // *Порошковая металлургия*. – 2009. – № 1/2. – С. 18–28.
6. Косинский В. В. Влияние температуры на свойства вязких сжимаемых жидкостей в процессе пропитки ими пористых тел под высоким давлением / В. В. Косинский // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2008. – С. 52–56.
7. Тихонов А. Н. Уравнения математической физики / А. Н. Тихонов, А. А. Самарский. – М. : Наука, 1972. – 736 с.
8. Самарский А. А. Теория разностных схем / А. А. Самарский. – М. : Наука, 1983. – 616 с.
9. Уилкинсон У. Л. Неньютоновские жидкости / У. Л. Уилкинсон. – М. : Мир, 1964. – 216 с.
10. Косинский В. В. Нелинейные законы Дарси и критерий Рейнольдса при течении сжимаемых жидкостей под высоким давлением в пористых телах / В. В. Косинский // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2007. – № 1. – С. 60–69.
11. Бер Я. Физико-математические основы фильтрации воды / Бер Я., Заславский Д., Ирней С. – М. : Мир, 1972. – 384 с.
12. Косинский В. В. Определение пьезокоэффициента вязкости различных жидкостей и их смесей при высоких давлениях : сб. науч. тр. НАНУ / В. В. Косинский // *Физика и техника высоких давлений*. – 2008. – Т. 18. – № 1. – С. 93–100.
13. Косинский В. В. Разрушение пористых тел жидкостью под высоким давлением / В. В. Косинский // *Проблемы прочности*. – 1991. – № 4. – С. 69–73.
14. Пористые проницаемые материалы : справочник / [под ред. Белова С. В.]. – М. : Металлургия, 1987. – 336 с.

Одержано 22.04.2010

V. V. Kosinskiy

THE DESTRUCTION SOURCES OF POROUS BODIES AT COMPOSITE MATERIALS PRODUCTION BY ISOSTATIC VISCOUS ENVIRONMENT IMPREGNATION METHOD

На основі математичної моделі фільтрації в'язких середовищ у пористих тілах під високим тиском і ньютонівського методу визначення дотичних напружень - запропонований і розглянутий спосіб визначення дотичних напружень на різній глибині, що виникають на поверхні пор тіла при рухові по них в'язкого середовища під високим тиском за різних умов навантаження. Для визначення величин дотичних напружень запропоновано використання нелінійного закону Дарсі. Розглянуто задачу про вплив структурної неоднорідності пористих тіл на величину дотичних напружень, створюваних плинном рідкого середовища в порах та описано механізм руйнування пористих тіл у процесі їхнього просочення в'язкими середовищами під високим тиском.

Ключові слова: просочення, кераміка, математична модель, в'язке середовище, ізостат, руйнування.

On the basis of viscous environments filtration in porous bodies under high pressure mathematical model and Njuton's stress tangents definition method the definition way of stress tangents on the various depth that appears on the bodies pores surface during viscous environment under high pressure movement and various loading conditions is offered and considered. For the stress tangents values definition the nonlinear Darsi's law is offered. The problem of porous bodies structural heterogeneity influence stress tangents values created by pores liquid environment flow is considered. The mechanism of porous bodies destruction during its impregnation by viscous environments under high pressure is described.

Keywords: pressure treatment, ceramics, mathematical model, viscous environment, isostatic equipment, distruction.

СИЛИЦИРОВАНИЕ ЧУГУНА И СТАЛИ В УСЛОВИЯХ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Для обеспечения необходимых поверхностных свойств деталей из чугунов и сталей, применялось силицирование в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. В качестве исследования эксперименты проводили на образцах чугунов марки АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99) и образцах стали марки ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ (ГОСТ 801-78). В результате работы была исследована микроструктура, определена микротвердость и толщина поверхностного слоя.

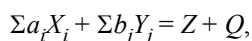
Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, диффузия, поверхностное упрочнение, микроструктура, поверхностный слой, микротвердость.

Введение

Благодаря высоким технологическим и физическим (тепловые свойства, электрические и магнитные характеристики) свойствам чугунов и стали, используемых в качестве материала для изготовления деталей машин и аппаратов химической промышленности, конструкционного материала, гильз для двигателей кораблей, прокатных валков листовых станков, подшипников скольжения, втулок, поршневых колец, колес, шаров для мельниц, применяется силицирование чугунов и сталей методом теплового самовоспламенения, заключающегося в совмещении химических транспортных реакций с процессом теплового самовоспламенения порошковых смесей.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) представляет собой высокоинтенсивное экзотермическое взаимодействие химических элементов в конденсированной фазе, способные к самопроизвольному распространению в виде волны горения [1]. Нанесение защитных покрытий на рабочую поверхность материала методом СВС осуществляется как в режиме горения, так и в режиме теплового самовоспламенения.

Химизм процесса может быть представлен следующим выражением:



где Q – тепловой эффект;

X – Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, W и др.;

Y – B, C, N, Si, Se, S, Al и др.;

Z – бориды, карбиды, нитриды, силициды и др.

Элементы X представляют собой порошки металлов, Y – используются в порошкообразном, жидком или газообразном состояниях, продукт Z является тугоплавким и при температуре горения находится обычно

в твердом состоянии. Элементы X (металлы) играют роль горючего, элементы Y (неметаллы) – роль окислителя. Химическое взаимодействие элементов протекает в конденсированной фазе даже в случае, если один из реагентов газ. В большинстве сочетаний взаимодействие X с Y происходит с выделением большого количества тепла, что и предопределяет возможность горения. Таким образом, СВС представляет собой сильноэкзотермическое взаимодействие химических элементов в конденсированной фазе, протекающее в режиме горения.

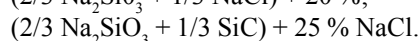
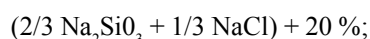
СВС является одним из самых высокотемпературных процессов горения ($t_z = 2500 - 4000$ °С).

В данной работе силицированию в условиях СВС подвергались отливки из серого, ковкого и высокопрочного чугуна с целью повышения их коррозионной стойкости.

Природа фаз, возникающих на поверхности чугунных изделий, и кинетика их развития определяются в основном методом силицирования и химическим составом металлической основы. Форма графитных включений существенного влияния на фазовый состав и кинетику формирования диффузионного слоя не оказывает [2, 4, 5].

Методика проведения исследования

Для насыщения использованы расплавы на основе моносилката натрия:



Из приведенных данных видно, что рост глубины силицированного слоя удовлетворительно подчиняется общим закономерностям формирования однофазных диффузионных слоев. Некоторые отклонения

от экспоненциального и параболического законов роста диффузионного слоя могут быть связаны с изменением содержания углерода в металлической основе при изменении условий насыщения.

Эксперименты проводили на образцах чугунов марки АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99) и образцах стали марки ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ (ГОСТ 801-78).

Микроструктура упрочненного слоя исследовалась на световом микроскопе «Neophot-2». Микротвердость

измеряли на приборе «ПМТ-3» при нагрузке на индентор 1Н.

Содержание кремния в слоях чугунов составляет 11–13 %, при таком содержании кремния получают малопористые диффузионные силицированные слои, стойкие в агрессивных средах [3].

Химический состав исследуемых марок чугуна и стали приведен в табл. 1 и табл. 2.

Время изотермической выдержки составило 4 ч.

Результаты измерения микротвердости поверхностных слоев чугуна и стали по сравнению с исходными материалами приведены на рис. 1 и рис. 2.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых чугунов

Марка чугуна	Содержание элементов, в % (массовая доля)					
	C	Si	Mn	P	S	Cr
АСЧ-1	3,2–3,6	1,3–2,0	0,6–1,2	0,15–0,3	≤0,12	0,2–0,4
СЧ-20	3,3–3,5	1,8–2,4	0,7–0,9	≤0,25	≤0,15	–
СЧ-25	3,2–3,4	1,4–2,2	0,7–1,0	≤0,2	≤0,15	–
ВЧ 45–5	2,7–3,7	1,6–2,7	0,5–0,6	≤0,10	0,10	–
ВЧ 38–17	2,7–3,7	1,6–2,7	0,5–0,6	≤0,10	0,10	–
ВЧ 42–12	2,8–3,8	1,4–2,5	0,5–0,6	≤0,10	0,10	–

Таблица 2 – Химический состав исследуемой стали

Страна, организация	Нормативный документ	Марка стали	C	Si	Mn	Cr	не более				
							P	S	Ni	Cu	Mo
СНГ ¹	ГОСТ 801–78	ШХ15	0,95–1,05	0,17–0,37	0,20–0,40	1,30–1,65	0,027	0,020	0,30	0,25	–
СНГ	ГОСТ 801–78	ШХ15СГ	0,95–1,05	0,40–0,65	0,90–1,20	1,30–1,65	0,027	0,020	0,30	0,25	–
СНГ	ГОСТ 801–78	ШХ20СГ	0,90–1,00	0,55–0,85	1,40–1,70	1,40–1,70	0,027	0,20	0,30	0,25	–

Примечание: ¹ – Россия, Белоруссия, Казахстан и др.

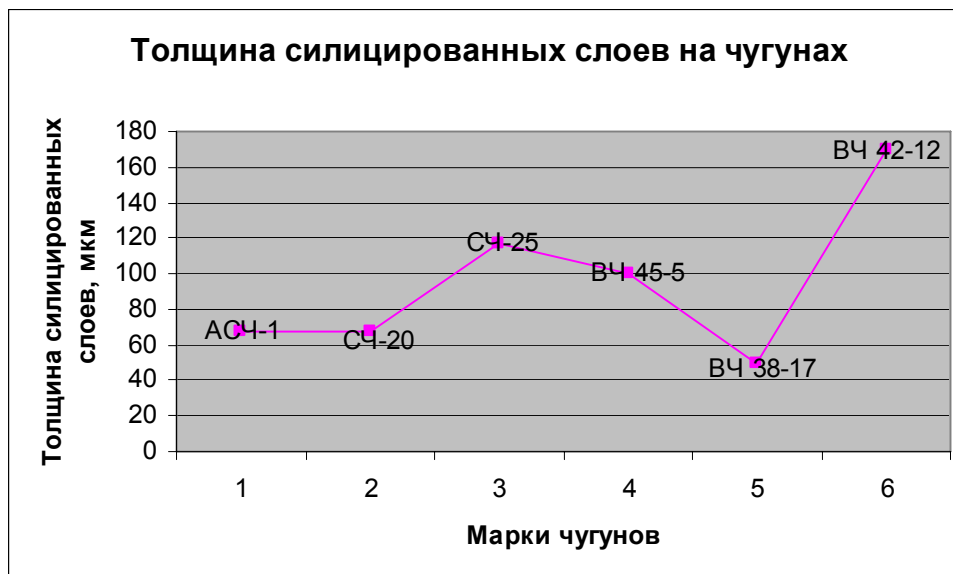


Рис. 1. Толщина силицированных слоев на чугунах

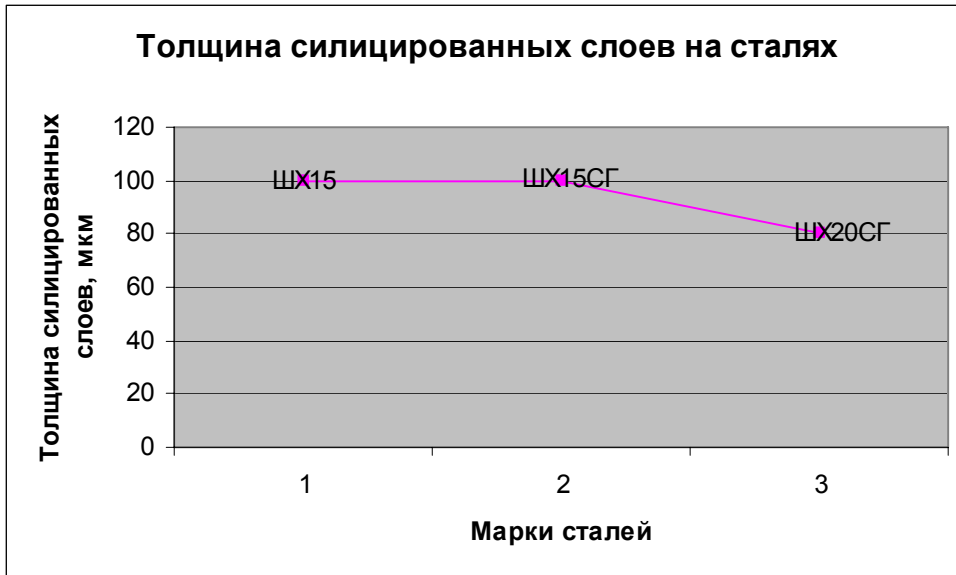


Рис. 3. Микротвердость чугунов и слоев

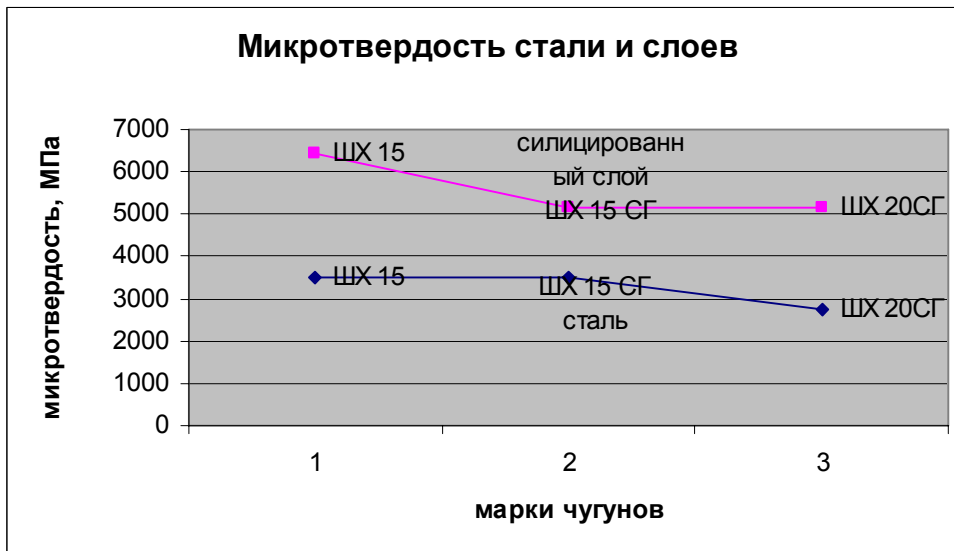


Рис. 4. Микротвердость стали и силицированного слоя



Рис. 5. Микроструктура силицированной стали ШХ15 × 500 и × 1250



Рис. 6. Микроструктура силицированной стали ШЧ15СГ, $\times 200$

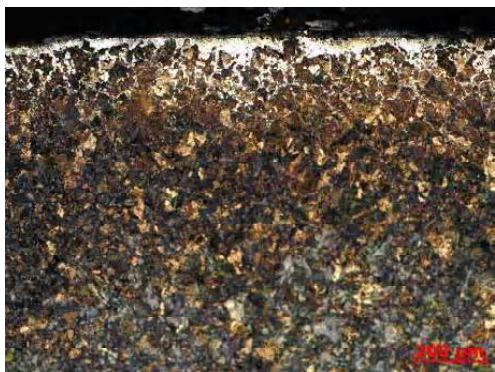


Рис. 7. Микроструктура силицированной стали ШЧ20СГ, $\times 100$ и $\times 500$

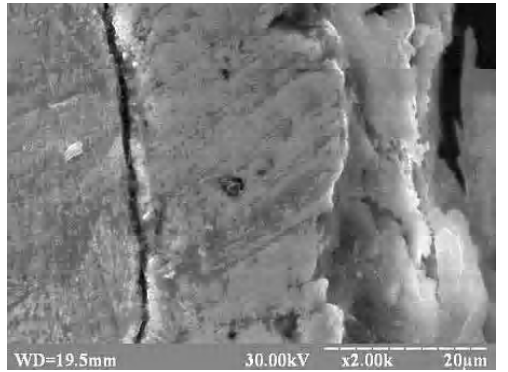


Рис. 8. Фотографии силицированной стали ШХ15СГ, полученные на растровом микроскопе РЭМ 106 У во вторичных электронах, $\times 500$ и $\times 2000$

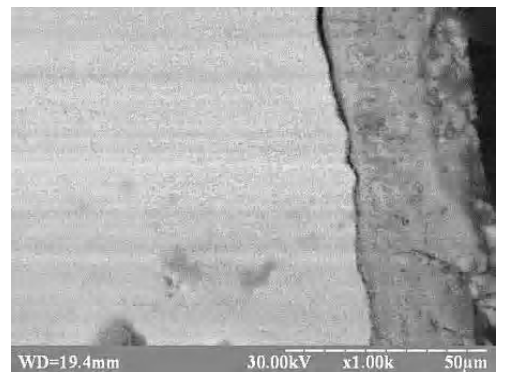


Рис. 9. Фотографии силицированной стали ШХ15СГ, полученные на растровом микроскопе РЭМ 106 У в отраженных электронах, $\times 500$ и $\times 1000$



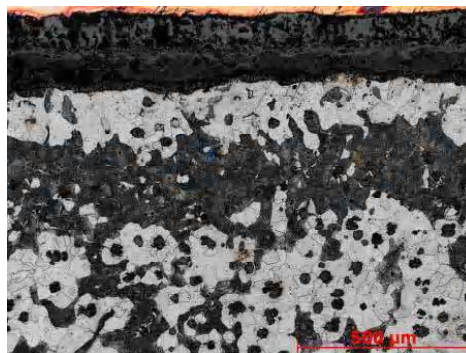
a



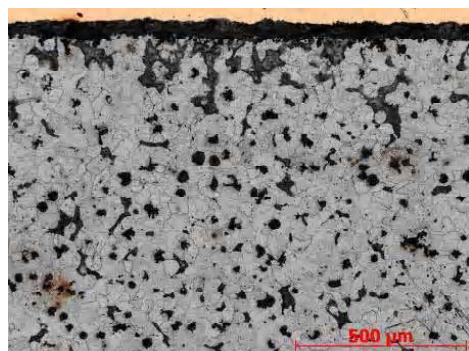
б



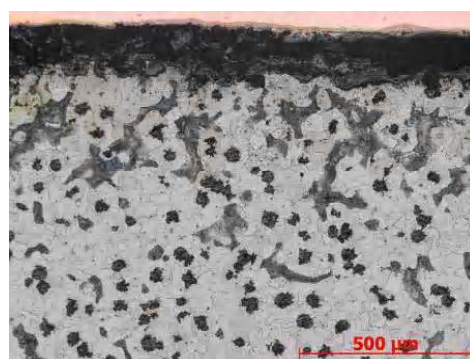
в



г



д



е

Рис. 10. Микроструктура силицированных покрытий на чугунах, $\times 200$:

a – АСЧ-1; *б* – СЧ-20; *в* – СЧ-25; *г* – ВЧ 45-5; *д* – ВЧ 38-17; *е* – ВЧ 42-12, $\times 50$

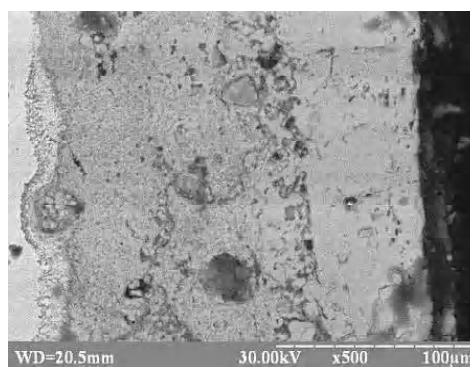
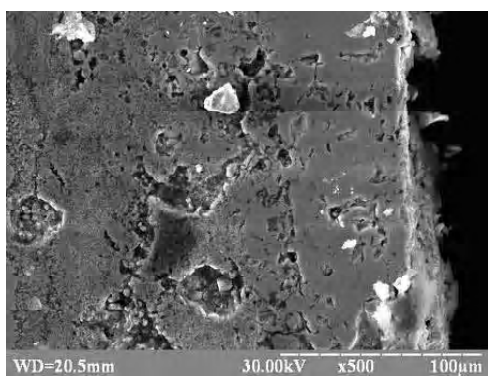


Рис. 11. Фотографии силицированного чугуна марки ВЧ 45-5, полученные на растровом микроскопе РЭМ 106 У, соответственно во вторичных и в отраженных электронах, $\times 500$

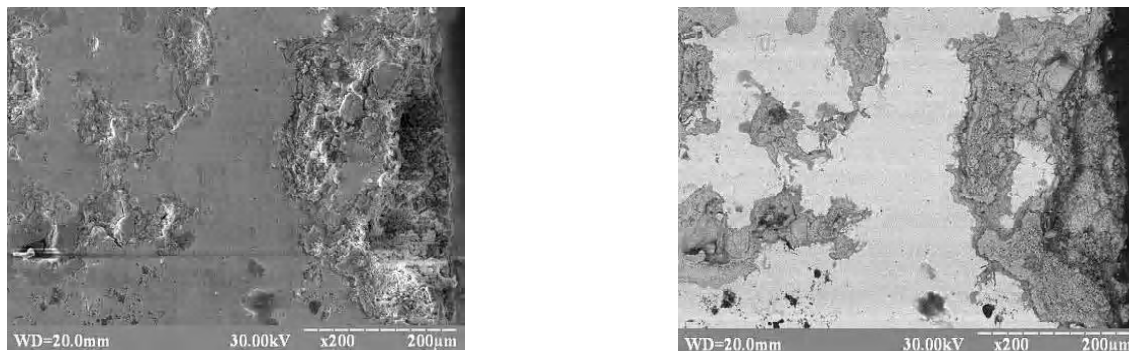


Рис. 12. Фотографії силіцированого чугуна марки ВЧ 38-17, отримані на растровому мікроскопі РЕМ 106 У, відповідно во вторичних і в отражених електронах, × 200

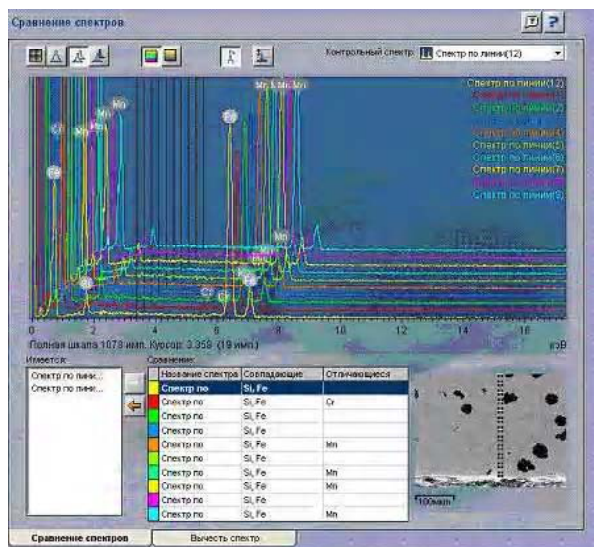


Рис. 13. Распределение элементов в весовых процентах на силіцированной детали из чугуна марки ВЧ 45-5

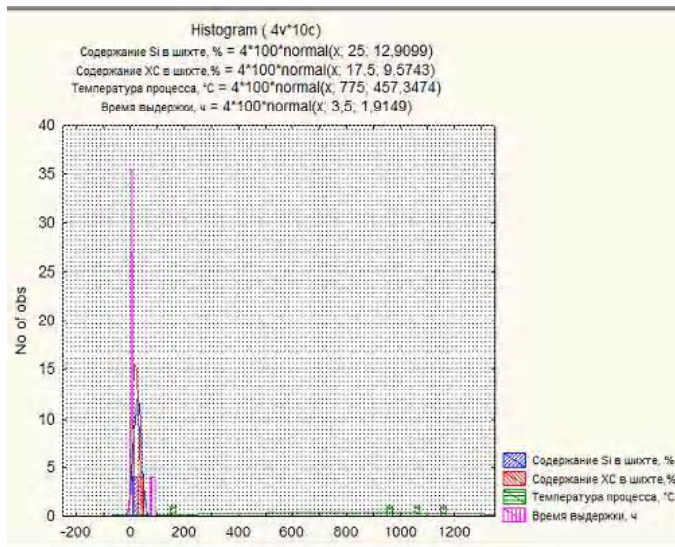


Рис. 14. Распределение элементов в шихте

Выводы

В результате исследования поверхностных слоев чугуна и стали, полученных методом СВС, установлена оптимальная глубина поверхностного слоя и время изотермической выдержки процесса, определена микротвердость поверхностного слоя.

Перечень ссылок

1. Sereda B. P. The Modeling of Products Pressing in SHS-Systems / B. P. Sereda, A. A. Zherebtsov, Y. A. Belokon. – Pittsburg, Pe, USA, David L. Lawrence Convantional Centre. ACerS, IOM3, ASM International. Material Science and Technology 2008. CinfERENCE & Exhibition.
2. Sereda B.P. The Reception of Borized Coatings of Eutectic Type on Steel in SHS-conditions / B.P.Sereda. – Pittsburg, Pe, USA, David L. Lawrence Convantional Centre. ACerS,

IOM3, ASM International. Material Science and Technology 2008. CinfERENCE & Exhibition.

3. Серета Б. П. Металознавство та термічна обробка чорних та кольорових металів : підручник / Б. П. Серета. – Запоріжжя : Вид-во ЗДІА, 2008. – 302 с.
4. Мержанов А. Г. Процессы горения и синтеза материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка : ИСМАН, 1998. – 512 с.
5. Серета Б. П. Теория строения жидкого, кристаллического и аморфного состояния вещества / Б. П.Серета. – Запорожье, 2003. – 179 с.
6. Серета Б. П. Поверхневе зміцнення матеріалів : монографія / Б. П.Серета, Н. С.Калініна, І. В.Кругляк. – Запоріжжя : Вид-во ЗДІА, 2004. – 230 с.
7. Удовицкий В. И. Антифрикционное пористое силіцирование углеродистых сталей / В. И. Удовицкий М. : Машиностроение, 1977. – 191 с.

Одержано 29.04.2010

B. P. Sereda, S .N. Tkachenko

CAST-IRON AND STEEL SILICONIZING IN THE CONDITIONS OF SELF-SPREADING HIGH TEMPERATURE SYNTHESIS

Для забезпечення необхідних поверхневих властивостей деталей із чавунів та сталей, застосовувалось сіліціювання в умовах саморозповсюдженого високотемпературного синтезу. Як дослідження експерименти проводили на зразках чавунів марки АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99) та зразках сталі марки ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ (ГОСТ 801-78). У результаті роботи була досліджена мікроструктура, визначена мікротвердість та товщина поверхневого шару.

Ключові слова: саморозповсюджуваний високотемпературний синтез, дифузія, поверхнєве зміцнення, мікроструктура, поверхневий шар, мікротвердість.

For the cast iron and steel details surface's properties purpose ensuring, the siliconizing in condition of self-spreading high-temperature synthesis was applied. The experiment was conducted with cast irons samples АСЧ-1 (ГОСТ 1585-85), СЧ-20, СЧ-25 (ГОСТ 805-95), ВЧ 45-5, ВЧ 38-17, ВЧ 42-12 (ДСТУ 3925-99) and steel samples ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ (ГОСТ 801-78). As a result the microhardness and surface layer thickness was defined and microstructure was researched.

Key words: self-spreading high temperature synthesis, diffusion, superficial work-hardening, microstructure, superficial layer, microhardness.

УДК 669.046.46

Д-р техн. наук Э. И. Цивирко, Д. С. Григорьев
Национальный технический университет, г. Запорожье

НЕКОТОРЫЕ ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ УГЛЕРОДОТЕРМИЧЕСКОМ ВОССТАНОВЛЕНИИ СМЕСИ ОКАЛИНЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ С ДОБАВКАМИ ШЕЕЛИТОВОГО КОНЦЕНТРАТА

Предложена схема фазовых и структурных превращений при углеродотермическом восстановлении смеси окалина быстрорежущих сталей с добавками шеелитового концентрата. Целевой продукт металлзации представляет собой карбидизированный интерметаллоид со слабоспеченной структурой.

Ключевые слова: шеелитовый концентрат, окалина, вольфрам, восстановление, гетерогенная система, спекание.

Введение

Высокие темпы роста специальных сталей могут быть обеспечены лишь при условии одновременного производства соответствующим им легирующих материалов и улучшения их качества, причем для радикального изменения структуры в пользу специальных сталей наращивание объема легирующих материалов должно осуществляться опережающими темпами [1, 2].

Определяющая роль в этом принадлежит стратегии ресурсосбережения, которая предполагает отказ от однократного использования вовлекаемых в оборот ресурсов. В этом направлении приоритет принадлежит одному из материало-энергоёмких производств – металлургии тугоплавких и редких металлов и лигатур на их основе. Практический опыт формирования безотходных технологий свидетельствует о высокой их эффективности [3–7].

Целью настоящей работы была разработка технологических параметров получения нового комплексного легирующего материала на основе техногенных отходов производства быстрорежущих сталей с регулированием содержания редких элементов в пределах

требований производства специальных сталей. Задача данных исследований заключалась в установлении механизма фазовых и структурных превращений при восстановлении смеси окалина быстрорежущих сталей с добавлением шеелитового концентрата для разработки и создания условий, предотвращающих угар легирующих элементов.

Методика исследований

Для изучения фазовых превращений при восстановлении металлооксидных образцов шихтовых ингредиентов выполнена изотермическая обработка при температурах 1273, 1373 и 1473 К на универсальной термогравиметрической установке проточного типа с усовершенствованной массоизмерительной системой [8]. В экспериментах использованы компоненты шихты фракций – $0,45 \cdot 10^{-3}$ м.

Фазовый состав исследования образцов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-УМ1 в изучении кобальтового и медного катода с железным фильтром по описанной методике [9]. Режим сканирования 30 кВ, 10 мА.

Таблица 1

п/п	Материал	Содержание элементов, % масс.										
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W				
1	Окалина стали марки P18	0,75	0,24	0,22	3,75	0,21	1,24	16,70				
2	Окалина стали марки P18Ф2	0,71	0,21	0,19	3,66	0,67	1,43	15,41				
п/п	Материал	Массовое содержание, %										
		WO ₃	MnO	SiO ₂	P	S	As	Sn	Cu	Mo	CaO	FeS, MoS ₂ , FeS ₂ , CuFe ₂
1	Концентрат шеелитовый марки КШИ-1	67,1	0,8	1,4	0,04	0,56	0,04	0,08	0,04	0,61	0,2	Ост.
п/п	Материал	Содержание элементов, % масс.										
		Co	Ni	Cu	S	P	O ₂	Fe				
1	Окалина стали марки P18	0,33	0,20	0,09	0,007	0,021	26,0	Ост.				
2	Окалина стали марки P18Ф2	0,36	0,24	0,11	0,022	0,019	25,3	Ост.				

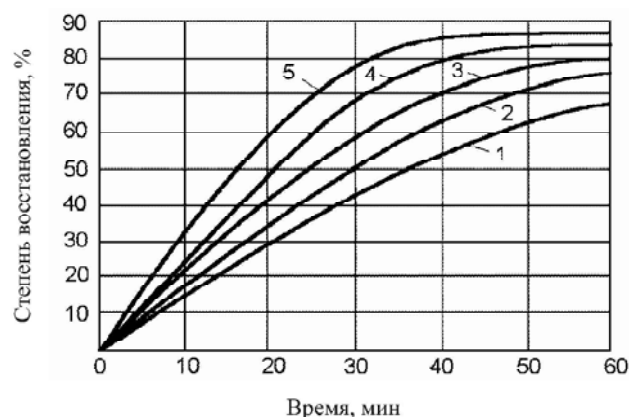


Рис. 1. Кинетика восстановления смеси окалины быстрорежущих марок стали P18, P18Ф2 и шеелитового концентрата при температурах, К:

1 – 1273; 2 – 1373; 3 – 1423;

углеродистый восстановитель – ламповая сажа ТГМ-33; отношение O/C – 1,30; расход газа-носителя (аргона) – 80 см³/мин; соотношение окалины марок стали P18 и P18Ф2 – (50:50)±2,0 % + 27,5 % масс.

Микрофотографии изломов образцов исходных, полу- и продуктов их металлизации сняты на растровом электронном микроскопе М-200 с увеличением в 150–2000 раз. Изучение образцов проводили на изломах отпрессованных брикетов сечением $(8 \times 8) \cdot 10^{-3}$ м на прессе под давлением $1,5 \cdot 10^4$ КПа. Химический анализ проб шеелитового концентрата, окалины и металлизированных брикетов проводили на следующие элементы: С, Si, S, P, Cr, Ni, V, Co, W, Mo, Fe, O₂ и N₂. Проведены соответствующие термодинамические расчеты наиболее вероятных протекающих в системе реакций, например, с вольфрамом [10].

В таблице 1 приведен химический состав исследуемых образцов окалины быстрорежущей стали и шеелитового концентрата.

Кинетические кривые восстановления смеси окалины быстрорежущей стали и шеелитового концентрата приведены на рисунке 1.

Опыты прерывали через заданные промежутки времени и получали продукт с различной степенью восстановления. Для исследований брикетированной шихты, восстановленной углеродотермическим способом получены образцы со степенью восстановления 0; 27; 51; 61; 69; 79. Дифракционный анализ исходной шихты смеси вольфрамсодержащих марок окалины и шеелитового концентрата свидетельствует, что она представляет собой комплексный оксид. После охлаждения окалины структура напряжения, разупорядочена. Охлаждение окалины способствует образованию сложных оксидов и оксикаридов. Резкое охлаждение окалины является причиной распада сложных оксидов на менее сложные с последующим выделением отдельных простых карбидов и металлических фаз. Исходный шеелитовый концентрат представлен фазами WO₃, FeS, FeS₂, MoS₂, CuFe₂, а также CaWO₄, которые обнаружены с другими параметрами решетки.

Основная часть сложных фаз окалины принадлежит к сложным оксикаридам и сложным оксидам типа Fe(O, C), FeWO₄, (Cr, Fe)O₃, (W, Cr)_nO_m, которая в зависимости от содержания окалины в шихте колеблется от 35 до 80 % масс. Остальная часть окалины исследуемых марок стали представлена фазами Fe₂O₃, FeO и твердыми растворами молибдена, вольфрама, ванадия и кобальта в α-Fe. Как самостоятельно выделенные фазы карбидов WC, W₂C, MoS₂, V₂C₂(VC), Co₂C, Fe₃C и некоторые другие несут локальный характер и обнаружены с другими параметрами решетки. Их содержание не превышает 5–15 % масс.

При углеродотермическом восстановлении смеси окалины и рудного концентрата вольфрама наблюдаются фазовые превращения через стадии образования простых и сложных карбидов на основе железа и вольфрама. Особенностью этой серии экспериментов является мелкозернистость и более равномерная форма их проявления. Это, по-видимому, связано с наиболее высокой концентрацией вольфрама (34,2 % масс.) и меньшей степенью легирования вольфрамом, чем в случае восстановления окалины быстрорежущей стали марок P6M5, P6M5Ф3, P6M5K5 и другие [10].

Фрагменты дифрактограммы образцов исходной шихты, полу- и продуктов восстановления смеси окалины быстрорежущей стали с добавками шеелитового концентрата представлены на рис. 2.

Вольфрам присутствует в виде сложного феррооксида FeWO_4 и карбидов $(\text{Fe,W})\text{C}$, $(\text{W,Cr})_n\text{O}_m$, $(\text{Cr,Fe})_2\text{O}_3$, W_2C , WC , VC , Co_2C , основа образца Fe(O,C) со степенью восстановления – 27 %. Повышение степени восстановления до 51 % приводит к разрушению карбида W_2C . Интенсивность линий оксикарбида Fe(O,C) снижается и появляется $\alpha\text{-Fe}$ и фрагменты закиси железа FeO . Повышение концентрации вольфрама в виде высших, промежуточных и низших оксидов (WO_3 , W_2O_3 и WO_2) способствует образованию новых сложных и простых карбидов вольфрама и железа $(\text{Fe,W})\text{C}$, W_2C , WC , Fe_3C с последующим ростом концентрации твердых растворов тугоплавких элемен-

тов в $\alpha\text{-Fe}$ ($\alpha\text{-Fe}_{(\text{Mo,W,Cr,V,Co})}$). Карбиды VC , Co_2C , Mo_2C и Cr_nC_m проявляются фрагментарно, так как концентрация этих элементов в системе незначительна.

Повышение степени восстановления шихты до 69 %, затем до 79 % сопровождается появлением и последующим ростом концентрации твердых растворов тугоплавких элементов в $\gamma\text{-Fe}$ (Mo,W,Cr,V) и сложного карбида Fe(W,C) с различными параметрами решетки. Это подтверждает рост интенсивностей интерференционных линий этих фаз.

Учитывая сложный химический состав смеси окалины быстрорежущей стали и шеелитового концентрата, фазового анализа исходных, промежуточных и целевых продуктов реакций углеродотермического восстановления мегаллооксидных соединений, в общем виде схему превращений можно представить в следующем виде:

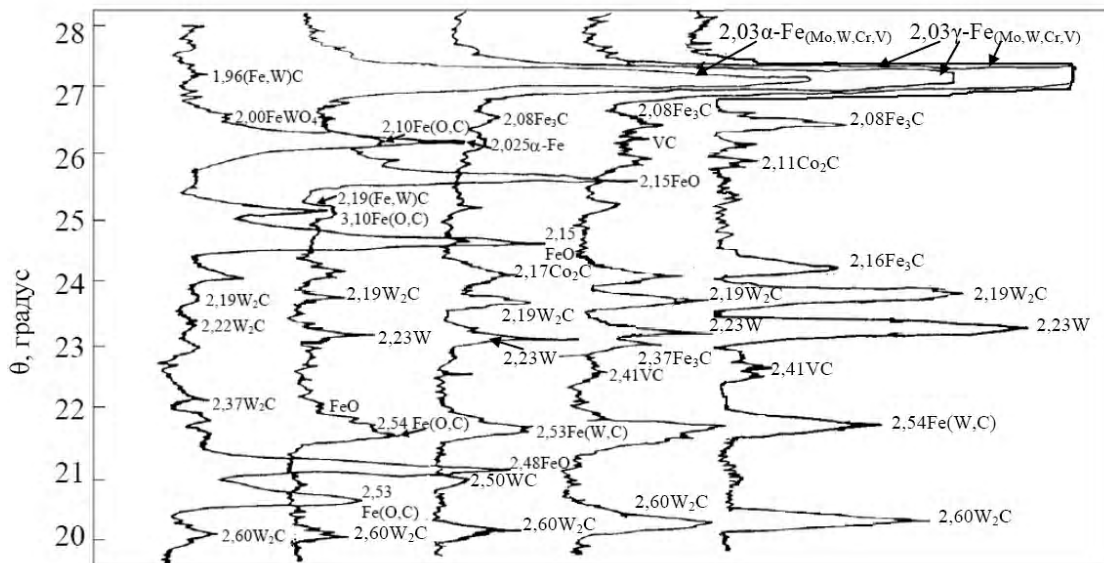
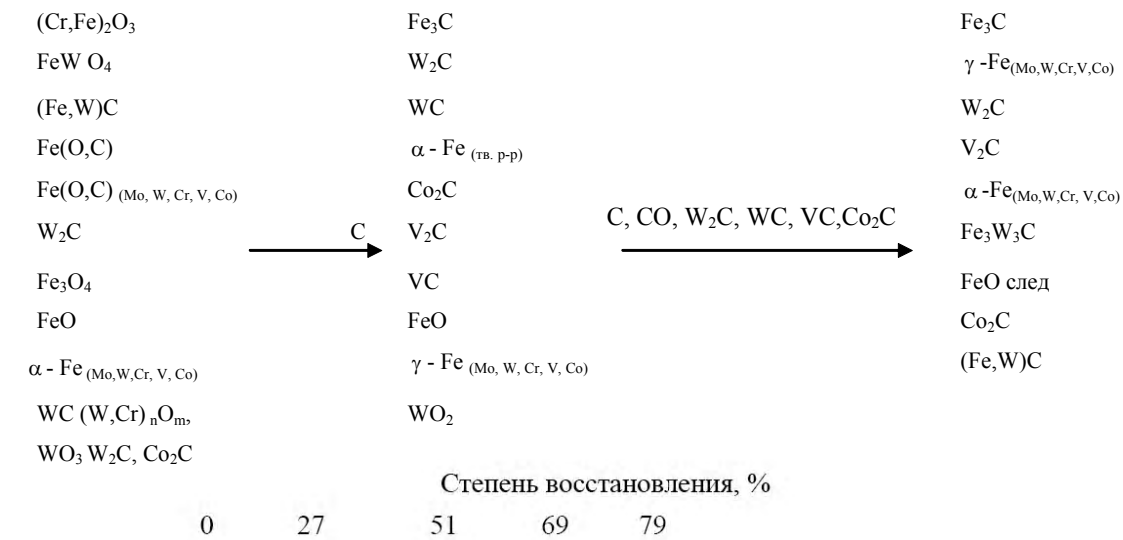


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм проб исходной и продуктов восстановления металлооксидных отходов быстрорежущей стали с добавками шеелитового концентрата с различной степенью восстановления, %:

1 – 0; 2 – 27; 3 – 51; 5 – 69; 6 – 79

На рис. 3 представлені мікрофотографії изломів образців з різною ступенню відновлення суміші окалини швидкоріжущої сталі з дошками шеелітового концентрата, ілюструючі основні стадії механізму фазових і структурних перетворень.

При ступені відновлення 27 % максимально порушена цілісність структури зразка, в якому відзначені початкові стадії газифікації вуглецю. Основу напівпродукта відновлення складають складні карбиди і оксикарбиди $(\text{Fe,W})\text{C}$, $\text{Fe}(\text{O,C})$, $\text{Fe}(\text{O,C})_{(\text{Mo,W,Cr,V,Co})}$, не прореагувавши складні і прості оксиди типу FeWO_4 , $(\text{Cr, Fe})_2\text{O}_3$, $(\text{W,Cr})_n\text{O}_m$, Fe_3O_4 , WO_3 ; з'являється оксид FeO , фрагментарно проявляються прості карбиди W_2C , WC , Co_2C , Mo_2C і виявлено твердий розчин тугоплавких елементів в $\alpha\text{-Fe}_{(\text{Mo,W,Cr,V,Co})}$ з міжплоскістним відстанню 2,03 нм.

Повищення ступені відновлення супроводжується значними фазовими перетвореннями. Так, при досягненні ступені 51 % карбиди W_2C , WC , Co_2C , Mo_2C розчиняються в $\alpha\text{-Fe}$ (тв. р-р), концентрація якого неперервно зростає. Утворилися в результаті реакції відновлення і карбидизації нові прості карбиди тугоплавких елементів типу W_2C , V_2C , VC , Fe_3C , нижчі оксиди FeO і WO_2 , зростає концентрація твердого розчину $\alpha\text{-Fe}_{(\text{Mo,W,Cr,V,Co})}$ і з'являється новий

твердий розчин тугоплавких елементів $\gamma\text{-Fe}_{(\text{Mo,W,Cr,V,Co})}$ з міжплоскістним відстанню 2,03 нм. При досягненні ступені відновлення 69 % отримується така ж направленість реакцій відновлення і карбидизації, коли знову утворені прості і складні карбиди вступають во взаємодію з непрореагуваними простими і складними оксидами і оксикарбиди, концентрація яких з ростом ступені відновлення постійно знижується.

Продукт со ступеню відновлення 79 % представляє собою комплексний карбидизований інтерметалоїд, в якому переважають фази простих і складних карбидів типу W_2C , Fe_3C , V_2C , Co_2C , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $(\text{Fe, W})\text{C}$. Найвищої концентрації досягає фаза $\gamma\text{-Fe}$ і розчинених в ньому тугоплавких елементів Mo , W , Cr , V , Co . Структура з напруженого переходить в більш рівноважне стан. Складний карбид $(\text{Fe, W})\text{C}$ проявляється в формі самостійної фази з різними параметрами ґратки. Ці перетворення ілюструються знімками растрової електронної мікроскопії (рис. 3, 1–5), на яких спостерігається максимально порушена цілісність структури зразка на початкових стадіях відновлення (2), формування самостійних фаз, карбидів сферичної форми (3), зростання карбидів і складних

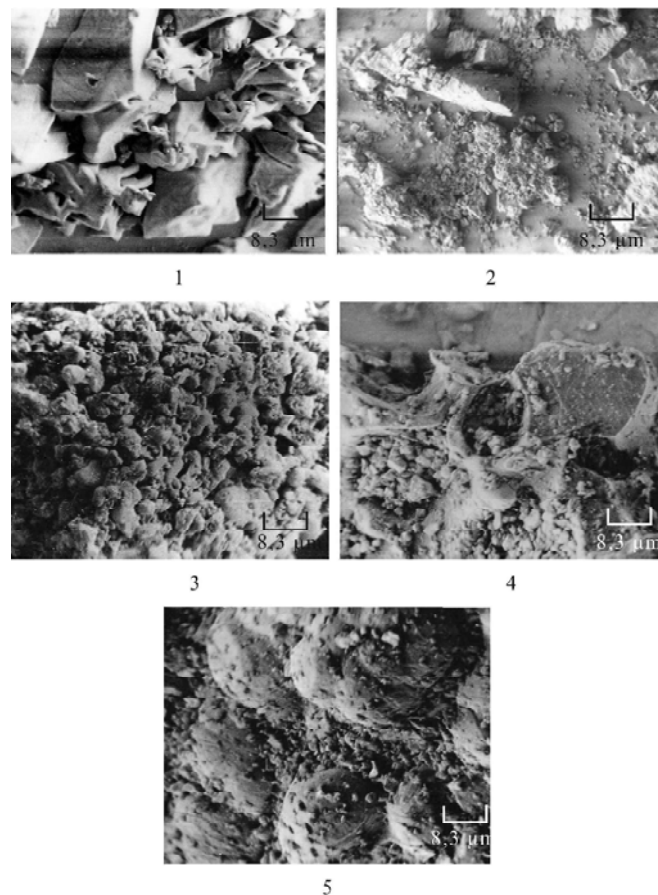


Рис. 3. Мікрофотографії изломів образців з різною ступенню вуглеродотермічного відновлення суміші окалини швидкоріжущої сталі з дошками шеелітового концентрата:

1 – исх., 2–5 – ступень відновлення 0, 27, 51, 69, 79 % ($\times 1200$)

интерметаллоидов округленной и прямоугольной форм (4). Конечный продукт представляет карбидизированный интерметаллоид со слабоспеченной структурой более крупных и мелких карбидов округленной формы (5).

Использование металлizedанного материала в качестве шихтовой заготовки на плавку в порошковом производстве быстрорежущих сталей с содержанием вольфрама 34,2 % масс. с расходом от 150 до 200 кг/т стали обеспечивает усвоение вольфрама (в среднем) 97,9–98,4 % масс.

Выводы

1. Восстановление смеси окалины быстрорежущих марок стали с добавками шеелитового концентрата углерода в интервале температур 1273–1473 К сопровождается интенсивным ростом степени восстановления. Результаты дифракционного анализа и снимков электронной растровой микроскопии свидетельствуют о сложном многофазовом составе окалины быстрорежущей стали, который в основном представлен оксикарбидами Fe(O,C) и сложными оксидами типа (Fe,Cr)O₃ и (Fe,W)O₃ (60–80 % масс.). Концентрация монооксида FeO незначительна (2–5 % масс.) и носит остаточный характер. Карбиды вольфрама как самостоятельно выделившиеся фазы 10–20 % масс. Металлическая фаза α-Fe во всех исследованных пробах окалины носит локальный характер.

2. На начальных стадиях восстановления оксида во всех случаях параллельно процессу восстановления происходит интенсивное разрушение оксидокарбидов и сложных оксидов, и образование карбидов тугоплавких элементов типа W₂C, WC, Mo₂C и VC снижение концентрации FeO и рост концентрации α-Fe. Основная часть хрома, ванадия присутствует в форме твердых растворов замещения в α-Fe и γ-Fe.

Перечень ссылок

1. Сидоров М. И. Структурная перестройка черной металлургии: сущность, проблемы и пути их решения / М. И. Сидоров // Экономика Украины. – 1994. – № 2. – С. 43–47.

2. Шалимов А. Г. Черная металлургия в России и в СНГ в XXI веке / А. Г. Шалимов // Сталь. – 1994. – № 12. – С. 4–8.
3. Григорьев С. М. Совершенствование способов переработки и повышение степени утилизации окалины быстрорежущих сталей / С. М. Григорьев // Сталь. – 1997. – № 8. – С. 66–69.
4. Григорьев С. М. Разработка технологии получения металлizedанной паспортной заготовки для выплавки легированных сталей / С. М. Григорьев, М. С. Карпунина // Сталь. – 1998. – № 1. – С. 73–76.
5. Григорьев С. М. Получение металлizedанной окалины прецизионных сплавов на никелевой основе / Григорьев С. М., Москаленко А. С. // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1995. – № 11. – С. 53–56.
6. Пивень А. Н. Экономическая эффективность утилизации редких металлов из окалины быстрорежущих сталей / А. Н. Пивень, С. М. Григорьев // Цветные металлы. – 1993. – № 3. – С. 10–11.
7. Пивень А. Н. Эффективность утилизации никеля и молибдена из отходов прецизионных сплавов на никелевой основе / А. Н. Пивень, С. М. Григорьев // Цветные металлы. – 1994. – № 1. – С. 10–12.
8. Москаленко А. С. Некоторые физико-химические закономерности получения металлizedанной окалины прецизионного сплава типа НК / А. С. Москаленко, С. М. Григорьев // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1995. – № 9. – С. 11–14.
9. Григорьев С. М. Некоторые кинетические закономерности углетермического восстановления оксидов молибдена из молибденовых концентратов / С. М. Григорьев, В. Б. Акименко, Л. Н. Игнатов // Сталь. – 1986. – № 7. – С. 88–90.
10. Григорьев С. М. Термодинамические особенности восстановления вольфрама и математическая модель в системе W-O-C применительно к технологии получения губчатого ферровольфрама / С. М. Григорьев, Д. С. Григорьев, М. С. Карпунина // Черные металлы. – 2006. – № 2. – С. 49–55.
11. Григорьев С. М. Углетермическое восстановление оксидных производства быстрорежущих сталей / С. М. Григорьев // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1996. – № 6. – С. 24–27.

Одержано 25.03.2010

E. I. Tsvirko, D. S. Grigoriev

SOME PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS AT CARBOTHERMIC RESTORATION OF HIGH-SPEED STEELS OXIDE SCALE MIX WITH SCHEELITE CONCENTRATE ADDITIVES

Запропоновано схему фазових і структурних перетворень при вуглецевотермічному відновленні суміші окалини швидкорізальних сталей з добавками шеелітового концентрату. Цільовий продукт металізації являє собою карбідизований інтерметалоїд зі слабоспеченою структурою.

Ключові слова: шеелітовий концентрат, окалина, вольфрам, відновлення, гетерогенна система, спікання.

The phase and structural transformations scheme at carbothermic restoration of high-speed steels oxide scale mix with scheelite concentrate additives is offered. The target product of metallization represents a carbide intermetalloid with weak-sintering structure.

Key words: scheelite concentrate, oxide scale, tungsten, restoration, heterogeneous system, sintering.

УДК 669.27

Канд. техн. наук В. С. Винниченко, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, А. В. Ткаченко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРИСАДКИ ДВУОКИСИ ТОРИЯ МЕТОДОМ ПРОПИТКИ В ПРОИЗВОДСТВЕ ТОРИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

В производственных условиях исследована возможность введения двуокиси тория в сплав ВР10Т2 методом пропитки. Изучено влияние скорости нагрева на структуру и плотность прессовок при высокотемпературном спекании. Показано, что применение данного способа позволяет получить материал с более высокой плотностью, чем при использовании заводской технологии.

Ключевые слова: вольфрам, двуокись тория, порошковые прессовки, спекание, расслой, плотность проволоки.

Одним из видов композиционных материалов являются дисперсноупрочненные сплавы. К таким материалам относятся торированные вольфрамовые сплавы с присадкой частичек двуокиси тория (ThO_2), которые повышают их механические и эмиссионные свойства. Проволока из этих материалов широко применяется для изготовления самых разнообразных деталей (пружин, крючков, катодов генераторных ламп и газоразрядных приборов), где необходимы прочность, упругость при высоких температурах и повышенные эмиссионные свойства.

Однако, несмотря на большое количество научных разработок, проволоки из торированных вольфрамовых сплавов, выпускаемые промышленностью, склонны к расслоению. Использование подобной проволоки при изготовлении деталей часто приводит в местах ее изгибов к поломкам и снижает надежность изделий. Поэтому проблема уменьшения склонности проволоки из торированных вольфрамовых сплавов к расслоению до сих пор требует своего решения. Особенно эта проблема актуальна для торированного сплава ВР10Т2.

В настоящее время известно несколько причин, повышающих склонность проволоки из вольфрамоториевых сплавов к расслоению. В частности, она повышается с увеличением размера пор, практически всегда присутствующих в спеченных порошковых материалах, и частиц ThO_2 . Так, согласно результатам работы [1], крупные неметаллические частицы ThO_2 при деформационном переделе вытягиваются вдоль оси проволоки и разрушаются с образованием дополнительных пор в структуре материала. Частицы размером менее 200 нм лишь вытягиваются вдоль оси проволоки, не образуя пор и, если и способствуют расслоению, то в меньшей мере. Следовательно, уменьшение количества пор и частиц крупнее 200 нм в указанном материале должно бы снизить его склонность к

расслоению. С целью проверки такой возможности провели настоящие исследования.

Известно, что усадка изолированных пор может происходить, пока выполняется условие

$$p_T = p_{II} - 2\gamma/r, \quad (1)$$

где p_T – давление (напряжение) в твердом теле (частице); p_{II} – давление газа в порах, препятствующее их уменьшению; r – радиус сферической изолированной поры; γ – поверхностное натяжение (сила, стремящаяся уменьшить площадь поверхности), которое для температур спекания соответствует удельной поверхностной энергии на границе раздела твердое вещество – пора. Когда $2\gamma/r \geq p_{II}$, усадка поры возможна в результате действия давления p_T , которое можно рассматривать как сжимающее напряжение, действующее на межфазную границу со стороны твердого тела в области, окружающей пору. Величина p_{II} в процессе спекания может повышаться от значения 0,1 МПа, пока поры открыты и продукты испарения относительно свободно удаляются из материала, до значения, которое определяется содержанием испаряющихся веществ после образования изолированных пор (испарение окислов в закрытых порах снижает движущую силу спекания p_T). Для того, чтобы продукты испарения (например, окислы легкоплавких металлов) удалялись в возможно большей степени, необходимо медленное повышение температуры. Это подтверждается результатами работы [2], в которой показано, что плотность спеченных штабиков повышается со снижением скорости их нагрева в процессе высокотемпературного спекания. Очевидно, что для более полного удаления испаряющихся веществ также желательно, чтобы закрытие пор происходило в направлении от центра сечения порошкового штабика к его поверхности. Этому способствует нагревание штабика при спека-

нии прямым пропусканием электрического тока и охлаждение его поверхности водородом, используемое в промышленной технологии. Однако повышение расхода продуваемого водорода ограничено техническими и экономическими причинами, что не позволяет в полной мере решить указанную задачу.

В работе [2] показано, что с увеличением концентрации ThO_2 процесс усадки (закрытия пор) смещается в область более высоких температур. Следовательно, условия для закрытия пор в направлении от центра сечения штабика к его поверхности можно обеспечить, создав градиент концентрации ThO_2 , увеличивающийся от сердцевины штабика к его поверхности методом пропитки их раствором азотнокислого тория. Поскольку в литературе отсутствуют данные о параметрах процессов при промышленной реализации данного способа, исследовали возможность его осуществления в условиях опытного или промышленного производства.

С этой целью изготовили штабики из сплава ВР10Т2 с использованием метода пропитки. Концентрацию раствора азотнокислого тория подбирали таким образом, чтобы за время пропитки получить среднее содержание двуокиси тория, необходимое для данного сплава (около 2,0 % масс.). Для сравнения структуры и свойств также были изготовлены штабики с присадкой ThO_2 в WO_3 в виде раствора азотнокислого тория по известной заводской технологии.

Для изучения кинетики усадки штабиков заводской сварочный аппарат (ЦЭП 223А) был оснащен устройством, позволяющим в процессе высокотемпературного спекания измерять их длину. Она регистрировалась через промежутки времени, равные 120 с. При этом относительная усадка рассчитывалась по форму-

ле: $\frac{l_0 - l}{l_0}$, где l_0 – длина штабика после предварительного спекания, l – текущая длина штабика в процессе высокотемпературного спекания. Плотность штабиков

определяли методом гидростатического взвешивания с точностью $\pm 0,05 \text{ г/см}^3$.

Поскольку отличить поры от частичек двуокиси тория с помощью светового микроскопа весьма сложно, дисперсность частичек двуокиси тория определяли с помощью микрорентгеноспектрального анализатора MS-46. При этом, учитывая, что частички двуокиси тория имеют размер меньше диаметра зонда, об их величине судили по высоте пиков интенсивности излучения на записанной прибором диаграмме (принимали, что чем выше пик на диаграмме, тем крупнее частичка).

Дисперсность металлического порошка изменяли, подбирая режим восстановления. Для получения порошков с меньшей удельной поверхностью (в дальнейшем крупные порошки) использовали одностадийное восстановление с добавлением 20 % порошка двухстадийного восстановления, а порошки с большей удельной поверхностью (в дальнейшем мелкие порошки) получали по двухстадийному режиму восстановления с добавлением 20 % порошка одностадийного восстановления.

Исследования дисперсности частичек двуокиси тория, проведенные авторами работы [3], показали, что недостатком существующей промышленной технологии является образование крупных частиц ThO_2 с размером более 200 мкм. Аналогичные результаты получены и в данной работе. Так сравнение кривой 1 с кривыми 2 и 3 показывает, что введение раствора азотнокислого тория в ангидрид вольфрама (кривая 1) приводит к наличию относительно крупных частиц в структуре сплава. На это указывает появления на диаграмме пиков высотой более 350 мм. Использование метода пропитки позволяет практически полностью избавиться от крупных частичек (на диаграмме присутствуют только пики высотой менее 160 мм). При этом сравнение кривых 2 и 3 показывает, что более мелкие частички двуокиси тория образуются при использовании штабиков, состоящих из мелкого металлического порошка.

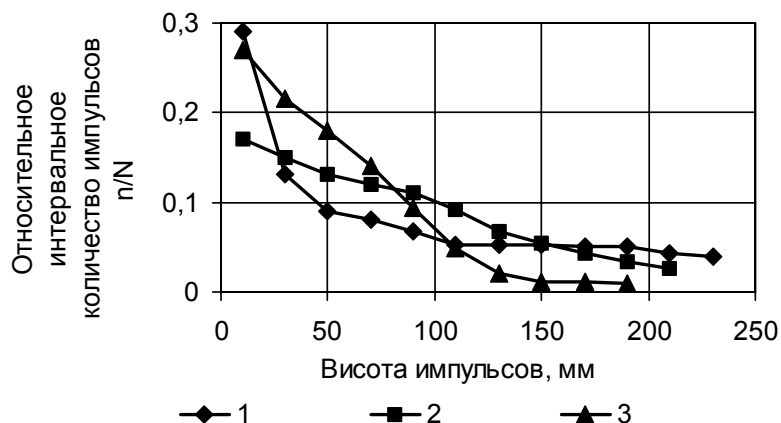


Рис. 1. Дисперсность частичек ThO_2 в штабиках после высокотемпературного спекания:

- n – количество импульсов в данном интервале; N – общее количество импульсов;
- 1 – введение раствора азотнокислого тория в WO_3 по заводской технологии;
- 2 – пропитка раствором азотнокислого тория штабика из крупного порошка;
- 3 – пропитка раствором азотнокислого тория штабика из мелкого порошка;

Таким образом, метод пропитки позволяет практически избавиться от образования частиц ThO_2 крупнее 200 нм, однако основная их часть, в случае использования крупных порошков, имеет больший средний диаметр, чем в условиях существующей промышленной технологии. С одной стороны это позволяет проводить деформационный передел штабиков при более низких температурах, а с другой отмечено, что укрупнение основной доли частиц ThO_2 отрицательно сказывается на эксплуатационных свойствах изделий. Поэтому провели исследование возможности снижения до необходимого уровня эффекта укрупнения основной доли частиц ThO_2 путем использования мелких вольфрамовых порошков.

При этом было установлено, что после высокотемпературного спекания плотность штабиков из крупного порошка оказалась несколько выше, чем штабиков из мелкого порошка (табл.), что в принципе противоречит общепринятому мнению.

Таблица 1 – Влияние дисперсности порошков на плотность штабиков после высокотемпературного спекания

Марка сплава	Дисперсность порошка	Плотность, г/см ³
ВР10Т2	Крупный	17,94
	Мелкий	17,55

Исследование микроструктуры штабиков после высокотемпературного спекания показало, что штабики из крупных порошков имеют зерна примерно одинакового размера, а в структуре штабиков из мелких порошков имеются отдельные крупные зерна. Согласно выводам работы [2], одной из причин появления крупных зерен при высокотемпературном спекании

штабиков может быть протекание процесса вторичной рекристаллизации.

Известно, что процесс вторичной рекристаллизации может отрицательно влиять на плотность штабиков. Так в работе [4] отмечается, что на полноту спекания положительно влияет медленный, постоянный рост зерен, при котором поры периодически пересекаются перемещающимися границами зерен. В этом случае избыточные вакансии от пор удаляются, быстро диффундируя вдоль границ. Согласно расчетам десятикратное увеличение размеров зерен при нормальном их росте приводит приблизительно к семикратному пересечению каждой поры движущимися границами. В случае прохождения вторичной рекристаллизации поры, находящиеся внутри растущих зерен, встречаются с границами всего только один раз. При этом поскольку вакансии диффундируют через толщу зерен гораздо медленнее, чем при нормальном росте мелких зерен, то спекание приостанавливается.

На наш взгляд, одной из причин более низкой плотности штабиков из мелких порошков по сравнению с плотностью штабиков из крупных порошков может быть именно протекание процесса вторичной рекристаллизации.

Второй причиной более низкой плотности штабиков из мелких порошков по сравнению с плотностью штабиков из крупных порошков является более раннее закрытие пор у штабиков из мелких порошков, что может способствовать повышенному содержанию газов и примесей в спеченном материале.

Для подтверждения этой гипотезы провели исследование кинетики усадки штабиков в процессе спекания (рис. 2). При этом установили, что усадка штабиков из мелких порошков кривые (1 и 2) происходит более интенсивно, чем штабиков из крупных порошков (кривые 3 и 4), а давление прессования мало влияет на кинетику спекания.

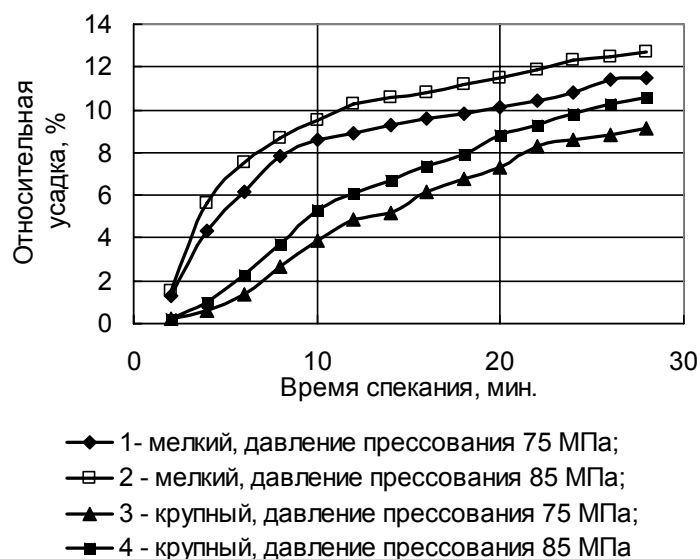


Рис. 2. Влияние дисперсности порошка и давления прессования на кинетику спекания вольфрамового сплава ВР10Т2 при повышении температуры спекаемого штабика со скоростью 0,8 °С/с до 2550 °С

Учитывая это обстоятельство, провели исследование влияния скорости нагрева штабиков из мелких порошков на их структуру и плотность. Его результаты представлены на (рис. 3), из чего следует, что плотность материала штабиков для данных условий эксперимента со снижением скорости нагрева повышается, а количество крупных зерен в их структуре снижается и при скорости ниже 0,6 °С/с крупных зерен уже практически не наблюдается. Сравнивая зависимости изменения плотности штабиков, полученных с применением метода пропитки и по заводской технологии, видно, что метод пропитки позволяет повысить плотность спеченных штабиков.

Таким образом, приведенные результаты показывают, что:

- более низкая плотность материала штабиков, спеченных из мелких порошков, по сравнению с плотностью штабиков, полученных из крупных порошков, может быть обусловлена как прохождением вторичной рекристаллизации, так и более быстрым закрытием пор в процессе спекания;
- снижение скорости нагрева при спекании штабиков приводит к повышению их плотности;
- использование метода пропитки позволяет получить материал с более высокой плотностью, чем это наблюдается при применении заводской технологии.

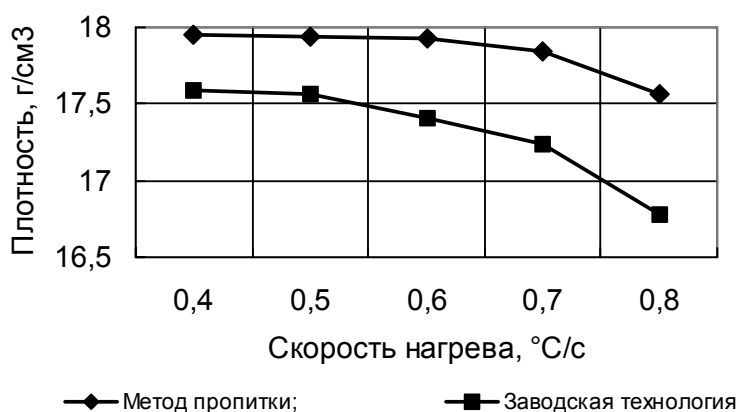


Рис. 3. Зависимость плотности штабиков от скорости нагрева после высокотемпературного спекания

Перечень ссылок

1. Дикий К. Л. Влияние частиц двуокиси тория на склонность к расслоению вольфрамовых сплавов : матер. XII міжнар. наук.-техн. конф. [«Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах»] / К. Л. Дикий, В. С. Винниченко, В. Е. Ольшанецкий. – Запоріжжя : ЗНТУ, 22–25 вересня 2009. – С. 167–169.
2. Исследование влияния технологии производства штабиков на склонность проволоки из торированных вольфраморениевых сплавов к расслаиванию / [В. С. Винниченко, Ю. И. Кононенко, В. Е. Ольшанецкий, М. Р. Орлов] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 84–88.
3. Беликов С. Б. Исследование влияния технологии производства на распределение двуокиси тория в вольфрамовых сплавах / С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, В. С. Винниченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.–2006. – № 1. –С. 43–46.
4. Физическое материаловедение / [под ред. Р. Канна ; пер. с англ. под ред. В. М. Розенберга]. – М. : Мир, 1968. – Т. 3. – 438 с.

Одержано 08.06.2010

V. S. Vinnichenko, V. E. Ol'shanetskiy, A. V. Tkachenko

THE RESEARCH OF THORIUM DIOXIDE ADDITIVE APPLICATION POSSIBILITY BY IMPREGNATION METHOD IN THE THORIATED TUNGSTEN ALLOYS PRODUCTION

У виробничих умовах досліджено можливість введення двоокису торію до сплаву BP10T2 методом просочування. Вивчено вплив швидкості нагрівання на структуру і густину пресовок при високотемпературному спіканні. Показано, що застосування даного способу дозволяє отримувати матеріал з більш високою густиною, ніж при використанні заводської технології.

Ключові слова: вольфрам, двоокис торію, порошкові пресування, спікання, розслі, щільність дротів.

The possibility of thorium dioxide infusion to alloy BP10T2 by impregnation method was researched in manufacturing conditions. The heating rate influence on pressings structure and density at high-temperature sintering is studied. It is shown that method application allows higher density material receiving in comparison with industrial technology.

Key words: tungsten, thorium dioxide, powder pressing, sintering, stratification, the density of wires.

УДК 669.14.018.25

Д-р техн. наук З. А. Дурягіна, канд. техн. наук Т. Л. Тепла

Національний університет «Львівська політехніка», м. Львів

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНОЇ ТРИВКОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ЕНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛАДНАННЯ ЗА ДОПОМОГОЮ ПЛАЗМОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ

Проведено аналіз різних видів руйнувань деталей машин та елементів конструкцій енергетичного обладнання. Ефективність запропонованих науково-технологічних рішень підтверджена їх промисловою апробацією в умовах ТЕС Західного регіону України, що дозволяє їх використати у проектній документації ВАТ «Львів-ОРГРЕС».

Ключові слова: плазмова обробка, поверхневе покриття, лопатки турбін, енергетика.

Провідна роль енергетики у розвитку без вийнятку всіх галузей народного господарства передбачає подальше вдосконалення технологій виготовлення та експлуатації енергетичного обладнання. При цьому підвищуються вимоги до раціонального вибору економнолегованих, технологічних, екологічно безпечних конструкційних матеріалів та впровадження сучасних технологій інженерії поверхні готових виробів з них для збільшення ресурсу працездатності за умов експлуатації.

Традиційно склалося, що основними конструкційними матеріалами енергетичного обладнання переважно є низьколеговані сталі перлітного класу, корозійнотривкі сталі ферито-мартенситного та аустенітного класу, високонікелеві сплави, титанові та ванадієві сплави, деякі кольорові сплави на основі міді. Серед означених матеріалів за критеріями надійності, економічними чинниками та технологічністю перевагу віддають саме корозійнотривким сталям [1, 3].

Відомо, що для виготовлення робочих та направляючих лопаток турбін, що працюють за умов помірних температур (до 450–500 °С), дросельних шайб, регулюючих клапанів, бандажних стрічок переважно використовують надійні в експлуатації та добре вивчені хромисті корозійнотривкі сталі ферито-мартенситного класу марок 10X13 та 20X13 [4].

Обладнання теплових електростанцій (ТЕС) Західного регіону України знаходиться у незадовільному стані та постійно потребує профілактичних ремонтів або відновлення окремих його частин. Зокрема, для підвищення корозійно-механічної тривкості раціонально використовувати радіаційно-променеві методи поверхневої обробки. Щоб визначитись для яких конкретно деталей запропоновані методи найбільш доцільні та ефективні нами вивчені основні

типи ушкоджень деталей машин та елементів конструкцій енергетичного обладнання Добротвірської, Буштинської та Ладизинської ТЕС, що виготовлені із корозійнотривких сталей ферито-мартенситного класу.

Металографічні дослідження проводили на оптичних мікроскопах МІМ-8 та «Neophot-2» за різних збільшень. Мікросліфи, виготовлені з ушкоджених деталей, піддавали травленню різними реактивами. Для сталей перлітного класу використовували 4 % розчин азотної кислоти в етиловому спирті, для аустенітних сталей – царську горілку, а для сталей ферито-мартенситного класу – фераль.

Вивчення умов роботи основних конструкційних матеріалів енергетичного устаткування теплоенергетики (корозійнотривких сталей ферито-мартенситного класу 10X13, 20X13, 30X13, аустенітного класу 12X18Н9, 12X18Н10Т та низьколегованих сталей перлітного класу марок 12ХМФ, 12Х2МФСР), дозволяють стверджувати, що їх ушкодження бувають переважно двох типів:

- ерозійне або абразивне зношування. При цьому зовні деталі покриваються неглибокими пітингами, розмір яких з часом поступово збільшується. В цьому випадку пітингова або точкова корозія перетворюється у виразкову корозію. Характер ерозійного пошкодження залежить від структурного класу сталей та режимів експлуатації (рис. 1).

- руйнування деталей за механізмом корозійного розтріскування або водневого окрихчення в результаті комплексної дії на матеріал робочого тиску та перегрітої пари (при дисоціації якої в пароводяному тракті генерується водень). За цих умов на поверхні та у підповерхневих шарах деталей утворюються макрота мікротріщини, що поширюються транскристалітно або інтеркристалітно (рис. 2).

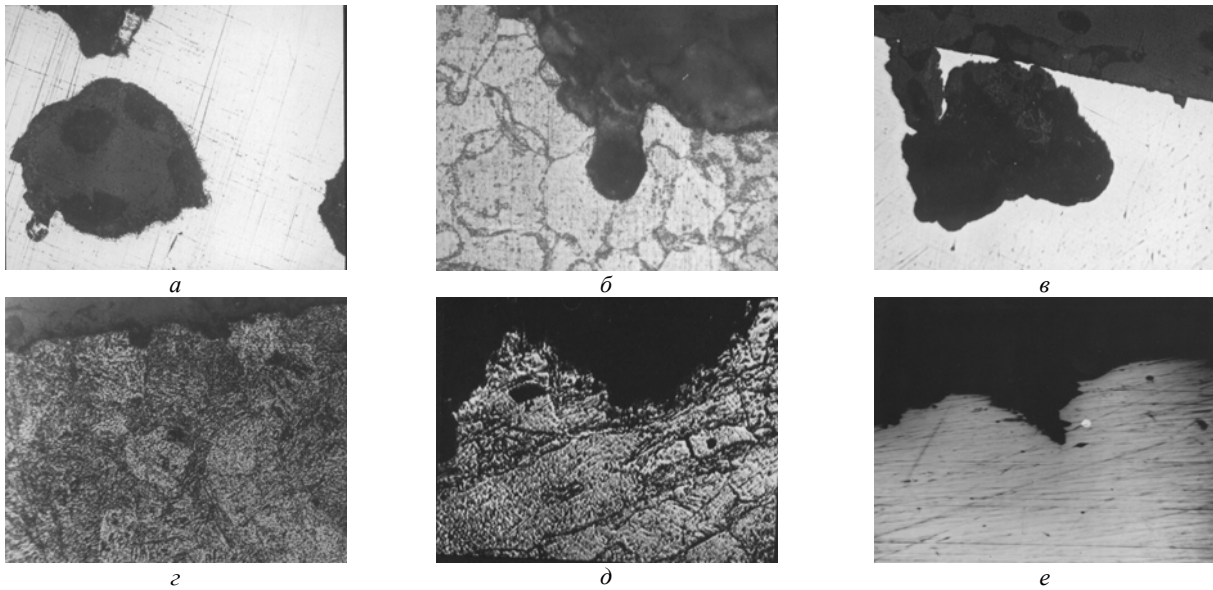


Рис. 1. Пошкодження на робочих поверхнях лопаток турбін після роботи у середовищі перегрітої пари при 500 °С, 10 років:
a, б, г – пітинги округлої форми; *в* – підповерхневий пітинг; *е* – клиноподібний пітинг, $\times 100$; *д* – виразкова корозія, $\times 300$

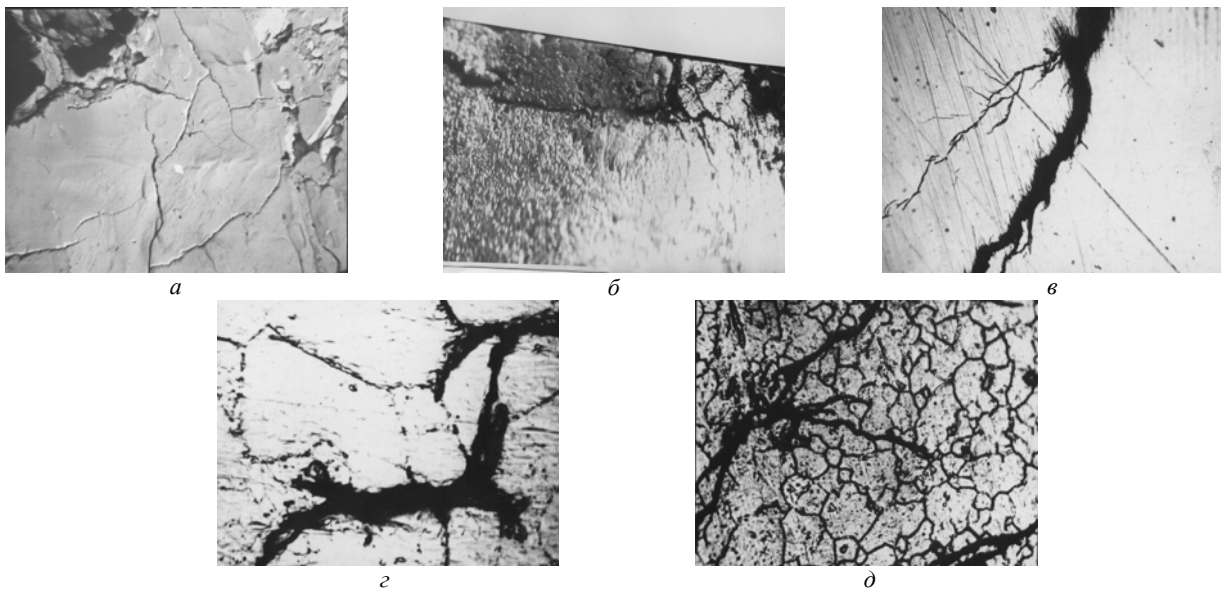


Рис. 2. Види корозійних ушкоджень деталей машин енергетичного обладнання:

a – дросельна шайба (20X13); *б* – торець лопатки турбіни з стелітовою пластиною (20X13), $\times 100$; *в, г* – труби пароперегрівачів (15ХМФА); *д* – бандажні стрічки (10X13); $\times 300$

Існують різні методи боротьби з даними небезпечними видами руйнування [5, 6]. Першочерговим вважається підтримка лужного (рН 9,3–10,7) балансу для водного середовища ТЕС. Слід відмітити, що додаткове збільшення лужності до рН 12 за рахунок додавання фосфатів небажано, оскільки приводить до утворення залізофосфатних відкладень на поверхні деталей, що інтенсифікує корозійні процеси. Не дають очікуваних результатів у даному випадку і

конструкторські рішення, оскільки зміна технології виготовлення деталей переважно вдорожує вартість таких запобіжних заходів. Традиційно також використовують методи азотування робочих кромek лопаток турбін, електроіскрове зміцнення робочої поверхні, припайку захисних пластин, наплавку твердосплавними стелітовими сплавами, термомеханічну обробку поверхні тощо. Крім того, розробляються та досліджуються нові, складнолеговані сталі

ферито-мартенситного класу, впровадження яких потребує тривалих випробувань та відпрацювання технології виготовлення з них напівфабрикатів та деталей. Але ці методи не повністю задовольняють експлуатаційним вимогам, що ставляться до деталей енергетики.

Широке використання в якості конструкційних матеріалів теплоенергетики знаходять також хромонікелеві сталі аустенітного класу, які характеризуються більш високими значеннями жароміцності при температурах вищих за 650–700 °С. Цьому сприяє більша щільність упакування гранецентрованої кристалічної ґратки цих сталей, порівняно з об'ємноцентрованою кубічною ґраткою ферито-мартенситних сталей, для міграції атомів у якій необхідна дія більш великої зовнішньої енергії. Тому процеси знеміцнення матеріалів цього структурного класу відбуваються менш інтенсивно, ніж для сталей перлітного або ферито-мартенситного класів. Крім того аустенітні сталі мають більшу густину та вищий коефіцієнт лінійного розширення, ніж хромисті сталі. В той самий час теплопровідність аустенітних сталей помітно нижча, ніж сталей ферито-мартенситного класу, з чим пов'язані певні труднощі при термічній та технологічній обробці цих матеріалів. Завдяки великій кількості дефіцитного та дорогого легувального елемента цих сталей, а саме, нікелю вони досить дорогі. Враховуючи відсутність фазових перетворень при нагріві та охолодженні аустенітних сталей, термічною обробкою не вдається суттєво змінити їх механічні властивості. Тому вироби з них, як правило, піддають аустенізації від температури 1080–1180 °С з наступним старінням при температурі 700–900 °С.

З огляду на це для підвищення корозійно-механічної тривалості деталей машин енергетичного обладнання раціонально використовувати методи інженерії поверхні, а саме плазмове наплавлення. Як було встановлено нами, при цьому на поверхні виробів вдається формувати захисні бар'єрні шари з регульованим

структурно-фазовим станом. Так, на Добротвірській ТЕС здійснено відновлення робочих кромок лопаток циліндра низького тиску турбіни № 5 К 90130 останньої ступені ротора, що виготовлені зі сталі 20Х13 (рис. 3). Лопатки виготовляють на Полтавському турбінобудівному заводі, де їх поверхню відразу захищають стелітовими пластинами. Такі пластини, через особливості технології їх закріплення та несучільність прилягання до основного матеріалу (сталь 20Х13) з часом інтенсивно руйнуються самі та спричиняють ознаки корозійних ушкоджень тілу лопаток у вигляді відшарувань, гострих клиноподібних пітингів, що поступово розростаються у тріщини (рис. 4). Природа утворення даного виду руйнування може бути пов'язана або з корозійним розтріскуванням, коли поряд із агресивним середовищем існує додатковий вплив залишкових напружень, або водневим окрихненням при наявності у агресивному робочому середовищі іонів H^+ , HS^- .

Досліджені нами лопатки турбін працюють як деталі останньої ступені ротора низького тиску. На кожному роторі знаходиться 98 лопаток, висота кожної з яких 1100 мм. Враховуючи геометричні розміри окремої лопатки та швидкість обертання ротора (3000 об/хв), розбаланс ротора у один кілограм ваги по відношенню до ваги всього ротора викликає утворення відцентрової сили, що створює максимально допустиму амплітуду коливання ротора в 30 мікрон. При більшій амплітуді здійснюється аварійна зупинка турбіни для запобігання руйнувань у результаті виникнення резонансних явищ. Тому слід прискіпливо слідкувати за станом поверхні лопаток турбін, зупиняти турбіни на профілактичні ремонти та, по можливості, відновлювати робочі кромки обладнання. При профілактичних ремонтах такі лопатки демонтують та проводять заміну ушкодженої лопатки або здійснюють відновлення тільки стелітових пластин. Це трудомісткий та дуже дорогий процес.



а



б

Рис. 3. Турбіна низького тиску К 90130 Добротвірської ТЕС, лопатки якої виготовлені зі сталі 20Х13:

а – загальний вид; б – фрагмент турбіни

Як показали наші порівняльні дослідження, за п'ять років експлуатації лопатка турбіни із сталі з покриттям піддається руйнуванню, що виявляється в утворенні тріщин, пітингів, виразок (рис. 5, б). У той самий час лопатка турбіни з нанесеним за нашими рекомендаціями плазмовим покриттям порошком ніобію показує високу надійність при експлуатації. За аналогічний термін роботи на її поверхні не виявлено ознак жодних пошкоджень (рис. 5, в). Нами встановлено оптимальний режим плазмової обробки, що полягає у наступному: тонкодисперсний порошок ніобію вдмухується в активну зону в атмосфері аргону або азоту при тривалості імпульсу $1 \cdot 10^{-5}$ – $2 \cdot 10^{-6}$ с з величиною критичного теплового потоку порядку $(2-6) \cdot 10^9$ Вт/м².

Отже, захист поверхні лопатки турбіни плазмовим наплавленням дрібнодисперсним порошком ніобію виявився ефективнішим, ніж традиційний спосіб за-

хисту за допомогою сталітових пластин. Лопатка турбіни із сталі марки 20X13 з нанесеним у такий спосіб покриттям показана на рис. 5, а. По-перше, суцільність та гарна адгезія створеного плазмового покриття буде практично повністю виключати можливість розбалансу ротора. По-друге, такі покриття, як показали наші дослідження [7, 8, 9, 10], особливо надійні за умов агресивних середовищ з рН 11, що відповідає реальним умовам експлуатації ротора низького тиску. Тому відповідає необхідність підключення робочого середовища до рН > 12, коли зростає інтенсивність корозійних пошкоджень внаслідок небажаного утворення на поверхні виробів залізофосфатних відкладень. Для порівняння наведено зображення лопатки турбіни із сталі з покриттями (рис. 5, б, в), з якого випливає, що навіть під час її виготовлення існують певні макродефекти, які потім у процесі роботи турбіни розкриваються у тріщини.

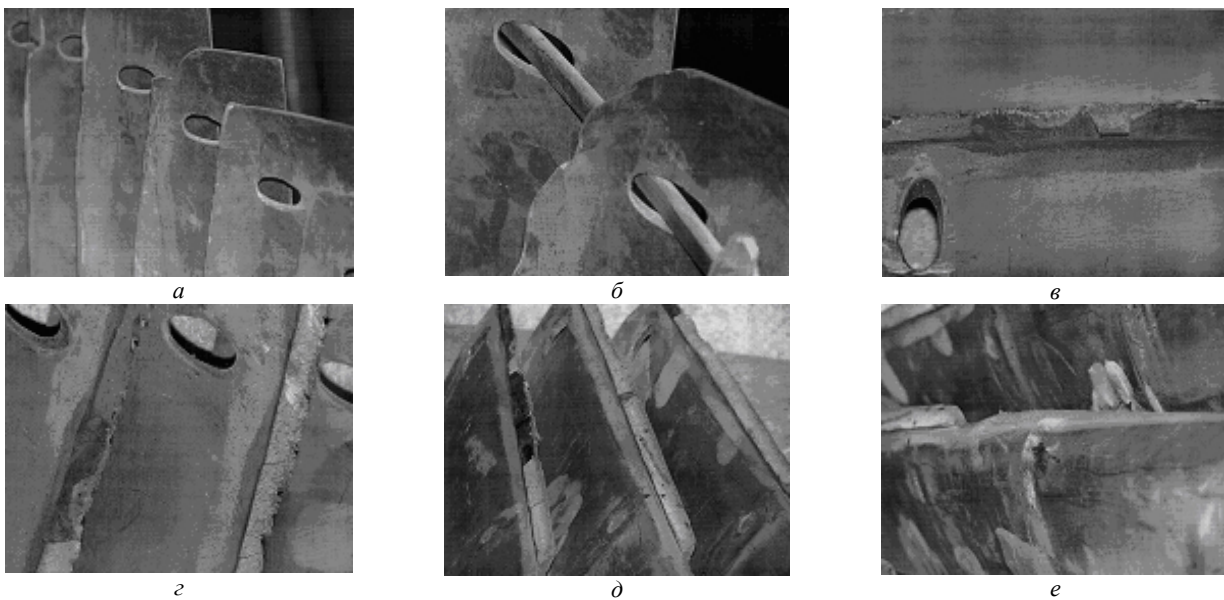


Рис. 4. Основні види пошкоджень лопаток турбіни низького тиску зі сталі 20X13:

a, б – абразивне зношування, *в* – МКК, *г* – пітинги з ознаками виразкової корозії; *д, е* – відшарування, тріщини

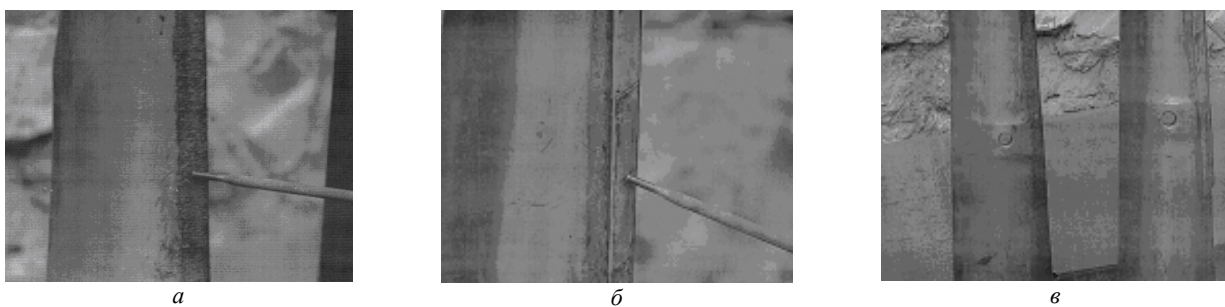


Рис. 5. Захист робочої поверхні лопатки турбіни низького тиску:

a – за допомогою плазмового наплавлення поверхні; *б* – традиційний із сталітовою пластиною; *в* – порівняння двох методів захисту

Висновки

Запропонований нами метод захисту поверхні лопаток турбіни здійснюється як фінішна технологічна операція перед монтажем обладнання. За умов, коли є необхідність відновити робочі поверхні демонтованих деталей під час планово-профілактичного ремонту обладнання, запропонована методика є також ефективною, оскільки не потребує спеціального обладнання, екологічно чиста та може бути легко автоматизована. Тому, на основі наших технологічних рекомендацій виробничо-технічний відділ Галремеренерго вніс доповнення в інструкцію ТІ 510–136 «По огляду, контролю і ремонту робочих лопаток турбін останніх ступеней» щодо діючих технологічних процесів по ремонту лопаток турбін. Очікуваний економічний ефект від впровадження наплавлення вихідних лопаток турбіни К–200–130 згідно з актом про використання матеріалів наукових досліджень складає 8 908 902 гривень (із розрахунку на одну турбіну).

Цим підтверджена коректність розвинутих нами теоретичних положень про роль структурних бар'єрів [патент] та розроблених на цій основі практичних рекомендацій.

Перелік посилань

1. Вайнман А. Б. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления / А. Б. Вайнман, Р. К. Мелехов, О. Д. Смиян. – К. : Наукова думка, 1990. – 272 с.
2. Солонин М. И. Новые конструкционные материалы активных зон реакторов / М. И. Солонин, Ф. Г. Решетников // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 4. – С. 24–27.
3. Найдич Ю. В. Поверхностные свойства расплавов и твердых тел и их использование в материаловедении / Ю. В. Найдич. – К. : Наукова думка, 1991. – 280 с.

4. Дурыгіна З. А. Оптимізація структурно-фазового стану поверхні нержавіючих сталей лазерним легуванням / З. А. Дурыгіна // Вісник ДУ «Львівська політехніка» : Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль в машинобудуванні і приладобудуванні. – 2000. – № 394. – С. 116–120.
5. Дурыгіна З. А. Вплив режимів іонної імплантації азотом на корозійно-електрохімічні властивості феритомартенситних сталей / З. А. Дурыгіна, Т. Л. Івашко // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів : спец. вип. журналу ФХММ : в 2-х т. – Львів : ФМІ ім. Г. Карпенка. – 2006. – Т. 2. – № 5. – С. 696–701.
6. Хромченко Ф. А. Технология ремонта рабочих лопаток паровых турбин / Ф. А. Хромченко // Сварщик. – 2001. – № 1 (17). – С. 13–17.
7. Дурыгіна З. А. Поверхневі явища при формуванні градієнтних структур / З. А. Дурыгіна, Г. В. Лазько, Т. Л. Івашко // Вісник Національного університету «Львівська політехніка» : Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль в машинобудуванні і приладобудуванні. – 2003. – № 480. – С. 137–142.
8. Дурыгіна З. А. Використання плазмової обробки для оптимізації фізико-механічних властивостей нержавіючих сталей / З. А. Дурыгіна, Т. Л. Івашко // Міжнар. зб. наук. праць Донецького Національного УНУ : Донецьк : вид-во Укр. Інформаційного центру «Наука. Техніка. Технологія». – 2005. – С. 206–209.
9. Дурыгіна З. А. Поверхневі явища в спеціальних сплавах після плазмового оплавлення / З. А. Дурыгіна, Т. Л. Івашко, А. Ю. Юхимчук // Металознавство та обробка матеріалів. – 2006. – № 2. – С. 8–14.
10. Підвищення зносотривкості корозійнотривких сталей комплексним легуванням ніобієм та азотом / [З. А. Дурыгіна, Х. Б. Василів, В. В. Широков, Т. Л. Івашко] // Зб. наук. праць Донецького НТУ «Прогресивні технології і системи машиностроєння». – 2006. – С. 126–129.

Одержано 18.05.2010

Z. A. Duryagina, T. L. Tepla

POWER EQUIPMENT MACHINES DETAILS CORROSIVE-MECHANICAL DURABILITY INCREASE METHOD BY PLASMA TREATMENT

Проведен анализ разных видов разрушений деталей машин и элементов конструкций энергетического оборудования. Эффективность предложенных научно-технических решений подтверждена промышленной апробацией на ТЭС Западного региона Украины при позволении использовать их в проектной документации ВАТ «Львов-ОРГРЕС».

Ключевые слова: плазменная обработка, поверхностное покрытие, лопатки турбин, энергетика.

The analysis of the various types of energy machines and some construction elements destruction are provided. The proposed scientific and technological solutions efficiency was proved by industrial verification at Ukraine West region HES (heat electric station). Scientific results are used in JVC «Lviv-ORGRES» company project documentation

Key words: plasma treatment, superficial surface, turbine blades, energy.

СУЧАСНИЙ СТАН І ТЕНДЕНЦІЇ У РОЗВИТКУ ЗВАРЮВАННЯ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ З МАТРИЦЕЮ ІЗ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ (огляд)

Складено на основі аналізу літератури і статей у періодичних виданнях за останні 25 років. Розглянуто сучасні способи зварювання композитних матеріалів з матрицею із кольорових металів. Показано технологічні прийоми і параметри режимів зварювання, які дозволяють виготовляти зварні з'єднання прийнятної якості.

Ключові слова: композитні матеріали, кольорові метали, зварювання, огляд.

Композитні матеріали (КМ) дозволяють реалізувати комплекс протилежних властивостей – високу міцність і жорсткість при розтягненні і стисканні з високими показниками витривалості і роботи руйнування у поєднанні з низькою питомою густиною. Це матеріали, утворені з двох чи більшої кількості інгредієнтів, наприклад, металева матриця, яка зміцнена безперервними або короткими волокнами, ниткоподібними кришталями, частинками і т.і. Матричний сплав передає навантаження на міцні волокна і перерозподіляє їх, перешкоджає розповсюдженню тріщин через переріз деталі, формує волокна і захищає їх від зовнішнього впливу.

В якості матриць для металевих КМ в найбільшій мірі застосовується алюміній, магній, титан, нікель і кобальт. У свою чергу зміцнюючі компоненти завдяки високій температурі плавлення, малій густині, відсутності фазових перетворень в зоні робочих температур, мінімальній розчинності в матриці і т.і. надають КМ спеціальні властивості. Це високоміцні, високомодульні волокна, ниткоподібні вуса, частинки карбідів і оксидів металів, дисперсійнозміцнюючі компоненти, псевдосплави тощо.

Дисперсійнозміцнювані композитні матеріали (ДЗКМ) мають у матриці рівномірно розподілені дрібнодисперсні частинки іншої речовини. При навантаженні всі зусилля сприймає матриця, в якій множина практично нерозчинених частинок зміцнюючої фази утворює структуру, яка ефективно протистоїть пластичній деформації.

При створенні сучасних об'єктів нової техніки виникає необхідність використання як окремих вузлів, виготовлених з КМ, так і поєднання їх між собою, а також з однорідними матеріалами, це пов'язано з певними труднощами.

1. Температура плавлення матриці лежить у межах 600–1700 °С, а зміцнителя – 1500–2500 °С, що призводить при зварюванні плавленням до порушення суцільності зміцнителя, можливості вступу до хімічної реакції між ним і матричним сплавом, наслідком чого

може бути насичення зварного шва газами і утворення крихких інтерметалідних сполук. В результаті КМ втрачає свої властивості.

2. Армуння матричного сплаву змінює характер розповсюдження теплоти в матриці, що залежить від розташування волокон, які армують, і їх об'ємної частки. Це вимагає ретельного контролю введення теплоти при зварюванні, що досягається введенням присадного металу, який, розплавляючись, захищає верхні шари зміцнителя від впливу високотемпературної дії джерела нагріву, проникає і змочує волокна, які розташовано нижче. Деякі волокнисті матеріали, наприклад, бор, графіт, Al_2O_3 не змочуються присадними металами, сумісними з матричними сплавами. Зварювання таких КМ ведеться із зазором і відповідними присадними металами. Так, проблема поганого змочуваності вуглецевих волокон вирішується шляхом добавок цинку або хрому, які взаємодіють з вуглецевими волокнами до утворення карбідів, які мають кращу змочуваність.

3. Значна різниця в коефіцієнтах теплоємності і теплопровідності, а також у коефіцієнтах лінійного розширення матриці і зміцнювача, що спонукає виникненню значних температурних напружень. Останні виникають також у процесі зварювання тиском, навіть без підігріву, внаслідок різних значень модулів пружності складових компонентів.

4. На відміну від традиційних матеріалів міцність КМ залежить від безперервності волокон по всій площині в напрямку, поперечному основній вісі напружень, а при порушенні цієї умови при зварюванні, майже повністю втрачаються механічні властивості КМ.

5. При зварюванні деталей з накладками або внапустку внаслідок концентрації напружень знижуються міцнісні характеристики і збільшується вага виробу з КМ.

Тому при виборі способу зварювання і призначенні технології і техніки виконання зварювальних робіт необхідно забезпечити одержання безпористого зварно-

го з'єднання без втрати міцності, без розплавлення зміцнителю, без взаємодії компонентів КМ між собою. Спосіб зварювання має бути придатним також для зварювання КМ з однорідними металами. Серед металічних КМ найбільше розповсюдження отримали алюмінієві і магнієві сплави, армовані борними волокнами марок ВКА-1, ВКА-2, ВКМ-1, вуглецевими волокнами марки ВКУ-1, сталевим дротом марок КАС-1, КАС-1А, тонкими волокнами або вусами з карбіду кремнію і т.і. КМ на мідній основі з волокнами ніобію, арматури з вольфраму чи молібдену, зміцнення її тугоплавкими оксидами (Al_2O_3 , BeO , ThO_2) використовуються в електротехніці у виробництві напівпровідників тощо. Армування титану і його сплавів волокнами карбіду кремнію, бору і вуглецю, а також металевими дротами дозволяє збільшити діапазон робочих температур до 700–800 °С.

Зварювання плавленням є КМ хоча і найбільш технологічним способом їх поєднання, але і дуже складним, що пов'язано із розшаруванням у пришовній зоні і пористістю. Причиною останнього явища є вологе повітря, яке реагує з алюмінієвим порошком з утворенням гідратів або гідрооксидів під час виготовлення КМ. Достатній рівень властивостей з'єднань КМ може бути досягнутий при зварюванні плавленням за таких умов:

- слід вибирати способи і режими, які забезпечують мінімальне тепловкладання в зону зварювання;
- використовувати цей спосіб тільки для КМ, які складаються із сумісних компонентів (легкі сплави, армовані керамічними наповнювачами або наповнювачами з бар'єрними покриттями);
- застосовувати присадні матеріали або матеріали проміжкових прокладок з легувальними добавками, які обмежують розчинення компоненту, що армує, і утворення крихких продуктів міжфазної взаємодії в процесі зварювання і подальшої експлуатації зварних вузлів. Так, при зварюванні КМ систем Al-SiC, Al-C доцільним є використання присадок з більшим вмістом кремнію, цирконію, титану або інших карбідоутворювальних елементів, які попереджають утворення карбіду Al_4C_3 , а при зварюванні КМ Al- Al_2O_3 – присадок з магнієм;
- для отримання рівномірності при зварюванні дисперсійно-зміцнених КМ (ДЗКМ) доцільно використовувати присадки, які вміщують відповідні керамічні компоненти з об'ємною часткою 15–25 %;
- волокнисті і шаруваті КМ доцільно зварювати внапустку при співвідношенні довжини перекриття до товщини матеріалу більше 20, такі з'єднання можуть бути додатково підсилені заклепочними або болтовими з'єднаннями.

КМ, армовані частинками, короткими волокнами, нитковидними кришталями можна зварювати встик при виборі відповідних способів, зварювальних матеріалів і режиму зварювання, а також за умови, що КМ виготовлені методами рідиннофазової технології.

Якщо ж вони виготовлені методом порошкової металургії, то в зоні зварювання можливе утворення ділянок підвищеної пористості, особливо, на границі сплавлення, і міцність таких з'єднань знижується. Тому перед зварюванням треба проводити вакуумну дегазацію для вилучення водню, оскільки при розплавленні КМ у більшості випадків порушується їх первинна структура, що призводить до зниження або різкого зміння фізичних і механічних властивостей, важливо розподілити їх у залежності від особливостей міжфазної взаємодії. Це дозволяє сформулювати критерії, за якими можна оцінити зварюваність КМ.

Так, якщо компоненти КМ при плавленні утворюють однорідну рідину, а в твердому стані практично нерозчинені одне в одному (системи Al-Be, Ti-Mg), при їх плавленні і кристалізації одержується однорідна гетерогенна структура з частинками матриці і зміцнювача, які чергуються. Зварювання плавленням таких матеріалів дає можливість отримати зварний шов з властивостями, що майже не відрізняються від основного матеріалу, тому що конструкція композиту спотворюється в найменшій мірі.

Якщо компоненти при розплавленні і кристалізації мають обмежену або необмежену розчиненість (системи Ni-W, Al-Si), утворюються тверді розчини з евтектикою і перитектикою або з концентрацією, яка повільно змінюється. Як і в попередньому випадку властивості зварного шва близькі до основного матеріалу.

Якщо компоненти КМ взагалі не взаємодіють при зварюванні у зв'язку з великою різницею в температурах плавлення (системи Al-Be-Mg, Fe-Cu-Pb), вони зварюються погано, необхідно вживати спеціальні прийоми для запобігання випарювання більш легкоплавкого компоненту.

Якщо компоненти КМ не змішуються у рідкому стані (системи Al-Pb, Fe-Cu-Pb), зварювання плавленням їх неможливе, тому що зварні з'єднання легко руйнуються по місцю сплавлення.

Найбільше розповсюдження отримали КМ на алюмінієвій матричній основі АД1 і АМг6, КАС-1А з волокнами із сталевго дроту діаметром 0,15 мм і ВКА-2 із волокнами з бору \varnothing 0,15 мм з об'ємною часткою волокон 25–40 %, а також АМг5+12 % SiC дисперсійно зміцнюваний композитний матеріал (ДЗКМ). Як матриця, можуть застосовуватися й інші алюмінієві сплави. Найчастіше використовується дуговий спосіб зварювання вольфрамовим електродом в інертних газах.

При зварюванні стикових з'єднань із КМ типу ВКА дуже ефективним виявилось застосування спеціальних технологічних проставок з алюмінієвих сплавів типу АМг-6, 1420, 1201 і використання електрода, що обертається.

Деталі закріплюються в рухомому локальному притиску з притискними кільцями з неметалевих матеріалів, а зварювання ведеться на формуючій підкладці з

канавкою спеціальної форми. Радіус обертання електрода вибирається в залежності від ширини технологічних проставок і товщини плакуючого шару на матеріалі.

Так, листи товщиною 1,2 мм із КМ ВКА-2 зварюються вздовж волокон в середовищі гелію через проміжкову Т-подібну вставку, яка розплавляється виготовлену з високоміцного алюмінієвого сплаву (рис. 1).

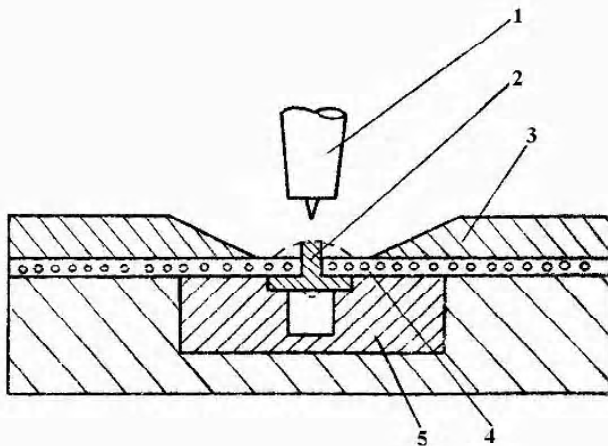


Рис. 1. Схема зварювання листового КМ ВКА-2 через проміжкову Т-подібну вставку, яка розплавляється:

1 – пальник; 2 – вставка; 3 – мідний притиск; 4 – КМ;
5 – мідна підкладка

При цьому здійснюється сплавлення кромки КМ з металом вставок без його руйнування, досягається необхідне проплавлення вставки на всю висоту шва, зменшується зона термічного впливу, забезпечується висока швидкість нагріву і охолодження метала, покращується структура метала шва. Міцність такого з'єднання становить 80–95 % від міцності матричного матеріалу.

При зварюванні КМ товщиною 1–3 мм з матрицею з алюмінієвого сплаву 1330, армованого борними волокнами діаметром 0,14 мм (ВКА-2) і з матрицею із сплаву 1340, армованого сталевим дротом діаметром 0,15 мм (КАС-1А) процес ведеться при поєднанні встик вздовж напрямку армування, з вставкою з сплаву АМг6 і додатковим присадним матеріалом Св АК5 в імпульсному режимі:

$$I_{\text{ім}} = 50\text{--}60 \text{ А на } 1 \text{ мм товщини КМ}$$

$$I_{\text{паузи}} = 20\text{--}25 \text{ А, частота } 2\text{--}10 \text{ Гц, } V_{\text{зв}} = 5\text{--}10 \text{ м/год.}$$

При зварюванні ДЗКМ Al+SiC – з використанням присадних матеріалів виникає додаткове ускладнення – розбавлення зварювальної ванни, перехід зміцнювальних компонентів у зварний шов, нерівномірний їх розподіл. Інтенсивний зварювальний нагрів руйнує частинки SiC і сприяє утворенню крупних пластин Al_4C_3 , що призводить до зменшення механічних властивостей. Зварювання вольфрамовим електродом на змінному

струмі в аргоні КМ АМг5 + 12–20 % SiC товщиною 3 мм ведеться з присадним дротом типу АМг на параметрах режиму: $I_{\text{зв}} = 150 \text{ А, } V_{\text{зв}} = 10\text{--}12 \text{ м/год.}$ Шви, виконані без присадки, більш міцні, але після термічної обробки і шви, що одержано з присадним дротом, мають задовільні міцнісні характеристики на рівні 0,85 від міцності основного матеріалу завдяки більш рівномірному розподілу наповнювача, що армує.

Так і при зварюванні КМ алюмінієвий сплав – 20 % Al_2O_3 рекомендується використовувати присадку з матричного сплаву з 5 % магнію, що сприятиме кращому розподілу Al_2O_3 в металі шва; цей же матеріал можна застосовувати, як присадний плавкий електрод, а після зварювання корисно піддавати виріб термічній обробці.

Для збільшення текучості зварювальної ванни при одночасному підвищенні кількості зміцнювальних частинок і гарантії проплавлення кореня шва присадний дріт має бути розміщеним у зварювальній ванні, а кут розкриття кромки становити 90° . З цієї метою використовуються зварювальні дроти з 5 % кремнію (типа АК5).

Зварювання відлитих зразків ДЗКМ Al2+10 % SiC ведеться на змінному струмі: $d_{\text{вк}} = 4 \text{ мм, } I_{\text{зв}} = 365 \text{ А, } U_{\text{д}} = 14 \text{ В, } V_{\text{зв}} = 30 \text{ м/год.}$ Погонна енергія має бути мінімальною.

КМ Ti + 20 % W отримується таким способом. Вольфрамові дроти діаметром 0,2 мм укладаються з двох боків на титановий лист товщиною 0,43 мм і закриваються такими ж титановими листами зовні, так що сумарна товщина утвореного «сандвіча» складає 1,7 мм, який потім піддається дифузійному зварюванню на параметрах режиму: $T = 870^\circ\text{C, } P = 7 \text{ МПа, } t = 1 \text{ год.}$

Подальше дугове зварювання здійснюється вольфрамовим електродом в аргоні вручну на параметрах режиму: $I_{\text{зв}} = 60 \text{ А, } U_{\text{д}} = 10 \text{ В,}$ і механізованим способом $I_{\text{зв}} = 25 \text{ А, } U_{\text{д}} = 12 \text{ В, } V_{\text{зв}} = 15 \text{ м/год}$ без присадки. Перед зварюванням кромки обробляються так, щоб волокна рівномірно підходили до їх торців.

Зварювання плавким електродом у середовищі захисних газів можна досягти кращих результатів завдяки можливості впливати на склад металу зварного шва.

Зварювані деталі з КМ Al + 18,4 % карбіду кремнію по об'єму збираються для забезпечення повного провару в стиковому з'єднанні з зазором. Зварювання ведеться плавким електродом типу АМг3 в аргоні на параметрах режиму: $I_{\text{зв}} = 100\text{--}110 \text{ А, } U_{\text{д}} = 19\text{--}20 \text{ В, } V_{\text{зв}} = 18\text{--}22 \text{ м/год, } Q_{\text{Ар}} = 16\text{--}19 \text{ л/хв.}$ Міцність зварних швів перевищує цей показник для алюмінієвих сплавів, що деформуються. Однак під час зварювання внаслідок дії зварювальної дуги декілька волокон викидаються з ванни, тому для компенсації втрат армуючий матеріал треба подавати у низькотемпературну хвостову частину ванни за допомогою спеціального пристрою.

Об'ємна частка волокон, що подаються у ванну, визначається попередньо.

Інші варіанти передбачають попереднє нанесення на зварювані кромки суміші матеріалу – зміцнювача, порошку матриці і речовини – зв'язки, а також деяких легувальних добавок, які спонукають або стримують змочування волокон. В якості зв'язки використовуються клеї, пасти, етиловий спирт, їх кількість складає 50–80 % по об'єму відносно волокон.

Для зварювання також можна використовувати плавкий електрод, який вміщує метал матриці або подібну йому суміш металу матриці і волокна. Конструкція такого електрода складається із зовнішньої тонкостінної оболонки з матеріалу матриці і серцевини з пресованої суміші порошку матриці і нарізаних волокон або із самих волокон.

Таким чином, аргонодуговим зварюванням поєднуються встик листи товщиною 12,7 мм з КМ з об'ємною часткою магнію 41 % і волокон Al_2O_3 на параметрах режиму: $I_{зв} = 90-100$ А, $U_0 = 20-22$ В, $Q_{Ar} = 5$ л/хв. В якості плавкого електрода використовується магнієва трубка із сумішшю матричного порошку з волокнами Al_2O_3 із розрахунку 17% по об'єму в металі шва. Зварювання ведеться з попереднім підігрівом до 400 °С.

Для компенсації викидів волокон із зварювальної ванни їх можна вводити інжекцією або за допомогою спеціального пристрою.

При електронно-променевому зварюванні використовуються проміжкові прошарки. Так при зварюванні встик листового КМ товщиною 4 мм магнієвий сплав + 20 % Al_2O_3 застосовується прошарок товщиною 0,5 мм з матричного сплаву. При зварюванні КМ на основі алюмінієвих сплавів товщиною 10 мм + 22 % SiC використовується технологічні накладки товщиною 2 мм з матричних сплавів і проміжкові проставки зі сплавів з підвищеним вмістом (до 3,5 %) магнію і кремнію. Електроннопроменеве зварювання ведеться також через вставки таврового або двотаврового профілю, які мають склад з матричного алюмінієвого сплаву з додатковим вмістом кремнію, нікелю, хрому та інших елементів – всього до 5–10 % на параметрах режиму: $I_{зв} = 20-30$ мА, $f = 5-10$ Гц, $V_{зв} = 20-30$ м/год.

При комбінованому зварюванні бороволокнистих труб діаметром 120 мм і товщиною стінки 3 мм, використовуються гомогенні перехідники зі сплаву марки 01980, які спочатку приварюються до труб дифузійним зварюванням.

Для забезпечення жорсткості гомогенного зварного вузла товщина кільцевих перехідників береться рівною трьом товщинам стінки труби (рис. 2).

Підкладка попереджає витікання розплавленого металу із зварювальної ванни і забезпечує отримання зварного шва без кореневих дефектів, характерних для цього способу зварювання з нескрізним проплавленням.

Деталі збираються і закріплюються у цанговому пристрої, що поєднується з приводом обертання ви-

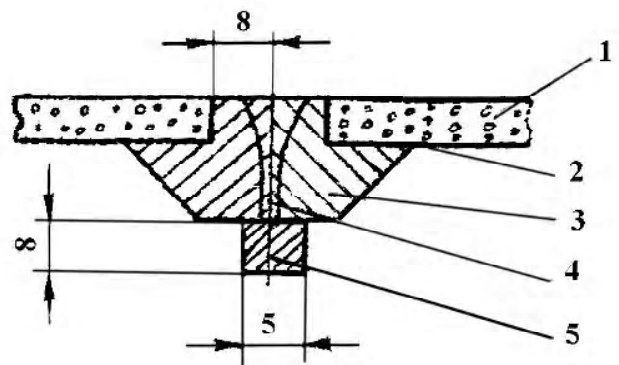


Рис. 2. Схема зварного вузла, який зібрано під електроннопроменеве зварювання бороволокнистих труб:

1 – стінка труби, 2 – дифузійне з'єднання, 3 – перехідник, 4 – зварний шов, 5 – підкладка

робу установки ЕЛУ-5. Величина зазору не більше 0,1 мм, поперечне биття стика відносно пучка складає $\pm 0,15$ мм. Зварювання ведеться на параметрах режиму: $I_n = 45-46$ мА, $U_{приск} = 52$ кВ, $V_{зв} = 20$ м/год.

При оплавленні матриці волокнистого матеріалу, яка одержана шляхом плазмового напилення, в зварному шві утворюються пори, які можна подолати виконанням двох-трьох проходів на одному і тому ж режимі.

При малій масі деталі, щоб запобігти спучення матриці в біляшовній зоні, треба кожний подальший прохід виконувати після повного охолодження деталей.

Спосіб зварювання диспергованим металом здійснюється за рахунок електронно-променевого розплавлення присадного металу з бокової поверхні у вакуумі зі швидкістю 1800–3100 об/хв диска, що обертається – циліндричної заготовки із сплаву АЛ 25 діаметром 160 мм необхідного складу. Роздрібнені краплі розплавленого металу переносяться на попередньо нагріті формоутворювальні поверхні, до 0,5–0,65 $T_{пл}$ підложки, де і здійснюється їх кристалізація на відповідно підготовлених зварюваних кромках.

При цьому способі зварювання ведеться без оплавлення основного металу.

Керування пучком променя здійснюється прибором дискретної розвертки з набором траєкторій сканування, що створює умови розподілу щільності потужності пучка в зоні нагріву і одержання необхідного об'єму розплавленого металу і розмірів рідких крапель, що переносяться до виробу центробіжною силою. На відміну від зварювання з оплавленням кромки у матричному матеріалі частинки зміцнителя SiC не розпадаються і не порушуються їх зв'язок з матричним матеріалом.

Одним з можливих способів поєднання КМ алюмінієвий сплав + 10–20 % SiC є плазмове напилення. Напилювані деталі збираються встик без зазору, як показано на рис. 3.

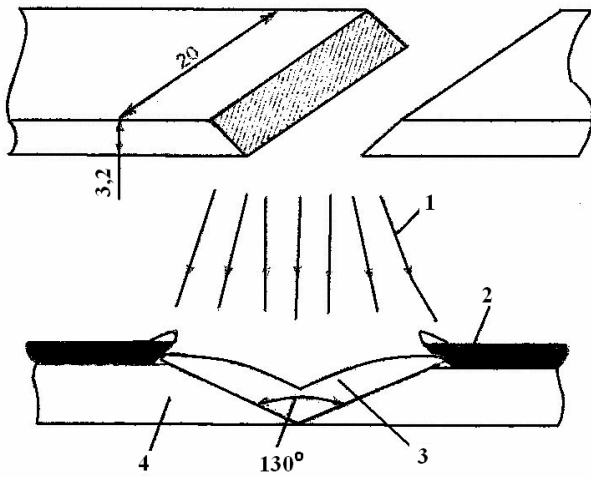


Рис. 3. Схема процесу зварювання КМ напиленням:

1 – напилювані частки, 2 – захисні пластини, 3 – напилений матеріал, 4 – основний матеріал

На лицьовій поверхні наждаком створюється необхідна шорсткість для кращого зчеплення з основним металом. Напилення ведеться порошком на основі алюмінієвого сплаву з об'ємною часткою 15 % SiC, діаметр гранул якого становить 45–150 мкм.

Мундштук для напилення виконує зворотнопоступальні рухи перпендикулярно деталям, які попередньо підігріваються до 200 °С із швидкістю 0,21 м/с; його відстань від поверхонь становить 95 мм. Напилення ведеться на всю висоту зварюваних деталей.

Для покращення якості з'єднання, зниження мікропористості і збільшення міцності деталі разом зі швом піддаються ізостатичному пресуванню при $T = 500$ °С, $P = 103$ МПа протягом 1 год, після чого термічно обробляються – гартуванням і старінням при $T = 160$ °С протягом 18 год. Незважаючи на те, що в напиленому шарі вміст карбиду кремнію зменшився до 8,5 % внаслідок термічного розкладу в плазмовому струмені, термічна обробка збільшує міцність з'єднання майже вдвічі порівняно зі станом після напилення.

При зварюванні тиском можна досягти більш надійних результатів внаслідок меншої енергії, яку підводять, тому режими зварювання вибираються такими, щоб зменшити зміщення або подріблення армуючих компонентів, що армують. Для усунення деформації виробів використовуються спеціальні термофіксуючі пристрої, у яких і проводиться часто термічне оброблення – вакуумний відпал.

При електричному контактному зварюванні КМ має місце зниження тепло- і електропровідності порівняно з матеріалом матриці, що перешкоджає формуванню литого ядра.

Подолати це явище можна вибором електродів з різною провідністю, з обтисненням периферійної зони, зміною діаметра і радіуса закруглення електродів, використання проміжкових прокладок. Так при зварюванні КМ системи Al-SiC застосовуються прокладки

товщиною 0,5 мм із сплавів Al + 3 %Mg, Al + 12 %Si. Наявність у структурі матеріалу складових з різними властивостями вносить деякі особливості у формування зварної точки. Так, при зварюванні однонаправленого КМ ВКА-1, який має анізотропію по механічних властивостях вздовж і поперек волокна, контактні площадки деталь-деталь і електрод-деталь мають еліпсоподібну форму. Чим вищий вміст волокон бору, тим більша різниця діаметрів зварної точки вздовж і поперек волокна. Якщо при вмісті бору 20 % і 33 % утворюються практично круглі точки, то при вмісті бору 51 % відношення діаметрів точки вздовж і поперек волокна становить 0,8:7,0. Із збільшенням об'ємної частки ниток бору в матеріалі деформаційна спроможність матеріалу ВКА знижується. Це утруднює процес вигину деталей і призводить до того, що контактна площадка деталь-деталь має нечітко обкреслені форми. Її діаметр на 10–40 %, а площа в 1,3–2,0 рази більша, ніж у алюмінієвих сплавів типу Д16Т. По всій площадці утворюється велика кількість випадково розташованих фактичних плям контакту – «ситочного» контакту. Це призводить до значного зниження концентрації силових ліній струму і різкому зниженню надійності ущільнюючого пояса. При цьому зростає схильність до виплеску, особливо, для КМ ВКА з високою об'ємною часткою ниток бору і малою товщиною плакуючого шару. Для матеріалу з вмістом бору 55 % товщина плакуючого шару повинна бути не менше 100–150 мкм. При меншій товщині рекомендується застосовувати проміжкові прокладки з алюмінієвої фольги, додаткова теплота з якої передається ниткам бору. Завдяки високому електричному опору і низькій теплопровідності нитки бору нагріваються більше алюмінієвої матриці і слугують додатковим нагрівачем для плакуючого шару в зонах контакту електрод-деталь. При нагріванні механічні властивості плакуючого шару різко спадають, в той час як нитки бору зберігають свою головну властивість – високу жорсткість.

На відміну від однорідних металів при проходженні зварювального струму через КМ має місце розтікання силових ліній струму на більшій площадці внаслідок впливу суцільної сітки бору. Зниження концентрації силових ліній струму призводить до розсіяння тепловиділення. Тому необхідно збільшувати контактну площадку електрод-деталь, використовуючи електроди з радіусом сфери 150–200 мм. Це сприяє більш рівномірному розподілу ліній струму в перерізі контакту і дозволяє повністю ліквідувати зовнішні виплески. Для запобігання внутрішніх виплесків треба вести зварювання на режимах середньої жорсткості.

Силові і струмові параметри зварювального циклу, а також геометричні розміри електродів при зварюванні матеріалу з 20 і 33 % ниток бору практично не відрізняються від рекомендованих для алюмінієвих сплавів типу Д16Т: їх зварювання можна вести на жорстких режимах без загрози утворення виплесків. КМ системи алюміній-бор не схильні до ут-

ворення тріщин в ядрі зварної точки, тому кувальне зусилля не обов'язкове, його застосовують тільки для зниження залишкових деформацій в конструкціях. Вибір режимів зварювання матеріалу ВКА – 1 з 55 % ниток бору більш складний у зв'язку з обмеженням можливого діапазону умов процесу, що знаходить підтвердження в табл. 1.

Хоча основні характеристики матеріалу ВКА, які впливають на процес тепловиділення і тепловідводу, подібні з такими показниками сплавів типу 1420 і Д16Т, при їх поєднанні лите ядро формується, в основному, з боку цих сплавів, а для забезпечення необхідної величини проплавлення з боку КМ слід використовувати спеціальні електроди і відносно жорсткі імпульси зварювального струму.

Одним з недопустимих дефектів є утворення виплеску, що пов'язано з високою жорсткістю поверхневого шару, малою товщиною плакуючого шару і несиметричною контактною площадкою деталь-деталь. Використання електродів з обтискачем повністю ліквідує виплеск при зварюванні КМ з товщиною плакуючого шару 50–150 мкм, зменшує зварювальне зусилля на 20–40 % знижує вірогідність пошкодження волокон бору, підвищує стабільність якості зварного з'єднання. При зварюванні КМ з товщиною плакуючого шару більше 200 мкм доцільно використовувати електроди зі сталевією шайбою з внутрішнім діаметром 5–8 мм, яка забезпечує необхідну щільність струму в контакт.

При зварювання матеріалу ВКА – 1 з товщиною плакуючого шару 200 мкм і більше за рахунок розплавлення цього шару доцільно використовувати м'які режими зварювання і помірні зусилля стиску (табл. 2).

Міцність з'єднання при цьому визначається тільки міцністю матеріалу матриці.

При відповідному підборі параметрів режиму і геометрії електродів за рахунок нагріву і нерівномірності

зусиль стиску металу плакуючого шару можна забезпечити його інтенсивне вдавлювання в зазор з'єднання практично без утворення зони розплавлення.

При цьому відстань між волокнами бору в деталях, які з'єднуються, складає 20–80 мкм, з'єднання набуває композиційних властивостей і спроможне передавати значну частину навантаження на розташовані поруч волокна бору. Ці властивості у найбільш повній мірі проявляються тільки у багаточкових з'єднаннях або однокчових, одержаних у спеціальних пристроях, які включають вигин.

Усадка КМ ВКА – 1 значно менша порівняно з алюмінієвими сплавами внаслідок незначного пластичного деформування каркаса з волокон бору, тому в точкових з'єднаннях дефектів у вигляді пор і тріщин практично не буває. Міцність зварних з'єднань з матеріалу ВКА – 1 на зріз в 1,2–1,5 рази, а на відрив в 2–3 рази менша порівняно із з'єднаннями такої ж товщини із сплаву Д16Т. Міцність на розтягнення залежить від об'ємної частки волокон бору, найкращі показники мають місце у КМ з 35 % волокон бору.

Показники міцності на втому наближаються до значень, характерних для сплаву Д16Т.

Дифузійним зварюванням КМ у вакуумі або в інертній атмосфері можна поєднати деталі, зібрані як внапустку, так і встик. При цьому можна отримати з'єднання в твердій фазі майже без деформації, для чого необхідне зняття оксидного шару перед зварюванням. З'єднання з деформацією не потребує очищення поверхні, але для цього використовуються значні тиски. З'єднання, отримані за допомогою процесу, який нагадує дифузійне паяння, передбачає зварювання через прокладку – фольгу певного складу. ДЗКМ систем алюмінієві сплави + частинки SiC, Al₂O₃, TiC зварюються з використанням проміжкових прокладок з міді, срібла; сплавів Al-Li при застосуванні фольги з міді, цинку, срібла.

Таблиця 1 – Орієнтовні параметри режиму контактного точкового зварювання матеріалу ВКА-1 на машині МТК 8004

Товщина деталі, мм	Об'ємна частка ниток бору, %	Радіус сфери електроду, мм	$I_{зв},$ кА	$t_{зв},$ с	$P_{стискання}$ електроду, кН		Час включення кування, с	Характеристики машини	
					зварювальне	кувальне		Ємність батареї, мкФ·10 ³	Напруга, В
0,8+0,8	20	50	22	0,06	2,0	–	–	157,5	235
	33	50	23	0,06	2,5	–	–	157,5	240
	55	150	24	0,07	3,5	–	–	245,0	210
1,0+1,0	20	75	24	0,06	2,5	–	–	157,5	250
	33	75	25	0,06	3,0	–	–	157,5	260
	55	150	26	0,07	4,5	–	–	245,0	220
1,5+1,5	20	100	27	0,06	4,0	0,7	0,08	157,5	280
	33	100	29	0,07	5,0	0,8	0,08	245,0	250
	55	200	31	0,08	7,0	1,0	0,09	315,0	250
2,0+2,0	20	100	29	0,07	5,0	0,8	0,08	245,0	250
	33	100	34	0,07	6,0	0,9	0,08	245,0	280
	55	250	40	0,08	9,0	1,2	0,09	315,0	300

Таблиця 2 – Орієнтовні параметри режиму контактного точкового зварювання матеріалу ВКА-1 з алюмінієвими сплавами на машині МТК-75

Зварювані матеріали	Товщина деталі, мм	Радіус сфери електрода, мм	$I_{зв}$, кА	$t_{зв}$, с	P , кН		Час включення кування, с	Характеристики машини	
					зварювальний	кувальний		Ємність батареї, мкФ·10 ³	Напруга, В
ВКА-1 + ВКА-1	0,08+0,8	150	25	0,07	2,5	–	–	269	240
	1,0+1,0	150	30	0,07	3,5	–	–	269	250
	1,2+1,2	150	35	0,07	4,0	–	–	269	260
	1,5+1,5	200	45	0,07	5,5	–	–	269	290
	2,0+2,0	200	50	0,08	6,0	–	–	269	310
ВКА-1 + Д16Т	1,0+1,2	150 (100)	30	0,07	3,5	7,0	0,05	269	250
	1,0+1,5	150 (100)	32	0,07	4,0	8,0	0,05	269	255
	1,2+1,2	150 (100)	32	0,08	4,0	8,0	0,05	269	255
	1,2+1,5	150 (100)	35	0,08	4,5	8,0	0,05	269	260
ВКА-1 + 01420	1,0+1,2	150 (100)	25	0,06	3,5	7,0	0,05	269	180

Примітки: 1. Коефіцієнт трансформації $K = 40$.

2. Тривалість зростання струму до максимальної величини становить 0,04 с.

3. Дані у дужках наведені для електрода з боку алюмінієвих сплавів.

4. Товщина плакуючого шару становить 200 мкм.

Принцип вибору складу прокладок такий: вони повинні мати температуру плавлення евтектики 550 °С (мідь) і 560 °С (срібло) нижче температури плавлення алюмінію або температура солідуса сплаву (Д1) має бути нижче, ніж у сплаві типу АД-31. Зварювання треба вести в області температур вище температури евтектики і солідуса, тобто коли утворюється рідка фаза.

При застосуванні будь-якої прокладки міцність з'єднання завжди забезпечується більшою, ніж без прокладки. При використанні прокладки зі сплаву Д1 товщиною 75 мкм і міді руйнування йде по основному металу, а в інших випадках – по поверхні розподілу. Крім того, при зварюванні з прокладками ступень деформації становить менше 2 %.

Дифузійне зварювання КМ АМг5 + 27 % Al_2O_3 можна здійснювати через наночарову фольгу на основі системи Ni/Al, яка отримується методом пошарового електроннопроменевого осадження елементів на підложку, що обертається.

Саме зварювання виконується на установці П-115 у формуючих матрицях з примусовим деформуванням зони контакту, з проміжковою прокладкою складу 77 % Ni – 23 % Al мас. % товщиною 0,05 і 0,07 мкм відповідно.

Параметри режиму зварювання: $T = 520$ °С, $t = 5$ хв.

У процесі зварювання прошарок фрагментується на окремі дисперсні частинки внаслідок твердофазної реакції в умовах інтенсивного пластичного деформування матеріалу.

Прошарки з такою структурою не тільки активують процеси, які сприяють дифузійному зварюванню КМ, але і не знижують суттєво його міцнісні властивості. Міцність зварного з'єднання становить 76 % від міцності основного КМ.

При зварюванні ДЗ КМ Al – 30 % SiC, який виготовляється як порошковим способом, так і литвом,

застосовується напилене проміжкове покриття з нікелю. Воно напилюється у вакуумі шаром товщиною 2–5 мкм; завдяки цьому інтенсифікуються процеси зварювання, яке виконується на параметрах режиму: $T = 560$ – 570 °С, $P = 0,6$ – $0,7$ МПа, $t = 15$ хв; а руйнування з'єднання здійснюється по шару з вирином основного матеріалу.

Перед зварюванням корисно здійснювати дегазацію деталей, це значно поліпшує якість зварного з'єднання.

У волокнистих ДЗКМ на нікелевій основі, як зміцнителі вживаються ниткоподібні кристали, дроти тугоплавких металів, керамічні та вуглецеві волокна. Вони зварюються з проміжковою прокладкою товщиною 0,1–0,3 мм з кобальтового сплаву Co + 2,8 % Cr + 25 % W + 0,9 % Ti + 0,4 % Zn + 2 % Re + 0,15 % C. Рівномірність при цьому майже досягається, але показник при 100-годинній міцності при $T = 1090$ °С має не більш 15 % від міцності основного матеріалу.

Цей спосіб зварювання є придатним і для поєднання різнорідних матеріалів, таких, наприклад, як титановий сплав і КМ КАС – 1А на параметрах режиму $T = 500$ °С, $P = 100$ МПа, $t = 10$ хв з подальшою витримкою при температурі зварювання, але без тиску (відпал) протягом 30 хв. Інтерметалідні фази на границі титан-алюміній і сталь-алюміній не утворюються; початкове розташування армуючих сталевих дротів залишається незмінним.

При зварюванні титанових сплавів з КМ боралюміній можна поєднувати дві операції: формування деталі з одночасним зварюванням моношарів напівфабрикату КМ на режимі, необхідним для формування боралюмінію.

При дифузійному зварюванні в атмосферних умовах для попередження окислювання титанової поверхні в зоні зварювання краще за все алітувати її в розчині алюмінієвого сплаву АЛ (АД33) при $T = 680$ °С

і тиску 10 МПа протягом 10с. При цьому утворюється захисний шар товщиною 0,1–0,3 мм, який забезпечує отримання міцного з'єднання: руйнування відбувається по границі розподілу плакуючого шару і боралюмінію.

Найбільш ефективним типом з'єднання КМ з титаном є замок типу «ластівкин хвіст», який забезпечує передачу навантаження на боралюміній за рахунок зсуву в умовах стиску (рис. 4).

З'єднання внапустку не забезпечує повноцінну передачу навантаження на шари КМ, з'єднання вскіє ускладнює для шароватих КМ забезпечення рівномірності розподілу тиску в процесі дифузійного зварювання, а висока жорсткість і крихкість борних воло-

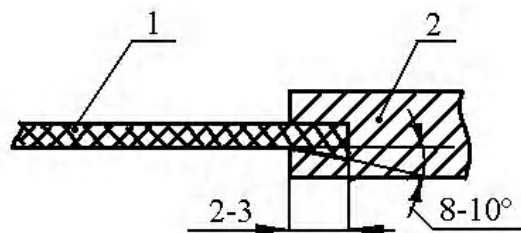


Рис. 4. Схема поєднання КМ (1) з монометалом (2) типу «ластівкин хвіст»

кон призводить до утворення дефектів на границі розподілу титан-алюміній.

Клинопресове зварювання виробів з КМ боралюмінію із закінцівками, виготовленими із звичайних конструкційних сплавів, виконується у спеціальному пристрої (рис. 5).

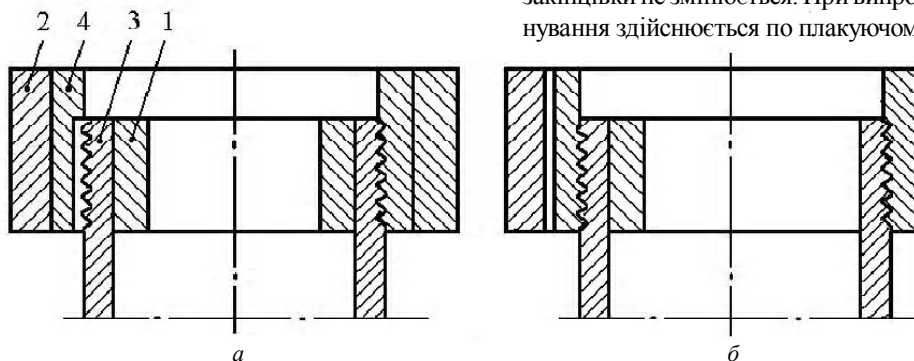


Рис. 5. Схема отримання клинопресовим зварюванням з'єднання закінцівки з алюмінієвого сплаву Д20 з циліндричним конусом з КМ боралюміній з поздовжнім і окружним армуванням: а – до зварювання, б – після зварювання

О. Г. Bykovsky, М. М. Brykov

MODERN STATE AND TRENDS IN NON-FERROUS METAL MATRIX COMPOSITES WELDING DEVELOPMENT (OVERVIEW)

Рассмотрены существующие способы сварки композитных материалов с матрицей из цветных сплавов. Показаны технологические приемы и параметры режимов сварки, позволяющие получать сварные соединения приемлемого качества.

Ключевые слова: композитные материалы, цветные металлы, сварка, обзор.

Modern techniques of non-ferrous metal matrix composites welding are considered. Some techniques and regimes are shown to produce welded joints of acceptable quality.

Key words: composites, non-ferrous metals, welding, overview.

А. В. Иванов¹, д-р техн. наук В. В. Чигиринский², И. Н. Логозинский¹, О. Е. Козлов¹¹ОАО «Днепроспецсталь», ²Национальный технический университет;
г. Запорожье

ПРОКАТКА КРУГОВ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА С НЕОДНОРОДНЫМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ ПОЛЕМ

Рассматривается проблема получения сортового проката с плотной макроструктуры в осевой зоне. Разработан и опробован новый режим нагрева конструкционных и углеродистых марок сталей, который опробован в условиях ОАО «Днепроспецсталь», что позволило снизить уровень брака по осевой пористости слитка, не заварившейся при деформации слитков.

Ключевые слова: диаметр, слиток, прокат, нагрев, деформация, металл, температура.

В настоящее время особенно актуальна задача снижения себестоимости выпускаемой продукции, а также расширение профильного сортамента без значительных капиталовложений. Наиболее перспективное направление – это замена низко производительной и дорогостоящейковки кругов большого диаметра на прокатку. При этом снижается качество выпускаемой продукции и увеличивается уровень брака по осевой пористости слитка, не заварившейся при деформации.

В литературе встречаются различные способы интенсификации деформации осевых слоев слитка. Один из них – это увеличение массы слитка для увеличения уклона [1]. Данный способ требует замены парка изложниц, снижает запас прочности прокатного оборудования и не всегда возможен из-за ограниченного хода нажимного устройства. Другой способ – увеличение единичных обжатий [2], приводит к увеличению нагрузок на основное оборудование и снижению надежности захвата слитка валками.

Встречается в литературе и другой подход, например, ведение процесса деформирования с неоднородным температурным полем [3]. Для создания градиента температур по сечению слитка используют температурный перепад, полученный в процессе кристаллизации слитка [4], либо предварительное подстуживание слитка в процессековки [5–8]. При этом поверхностные слои имеют пониженную температуру и пластичность, а, следовательно, обладают повышенным сопротивлением деформированию. Центральные, наиболее дефектные слои, сохраняют высокую температуру и, следовательно, более высокую пластичность, что позволяет им интенсивно пластически деформироваться. При вышеуказанных условиях создается объемное сжатие осевых слоев за счет создания эффекта жесткой оболочки наружными слоями слитка. К сожалению, осуществить процесс прокатки слитков после их кристаллизации невозможно, а применение пауз для создания градиента температур после нагрева приводит к снижению производительности стана.

Таким образом, целью работы являлось исследование технологии прокатки слитков, которая обеспечивала проработку осевой зоны без потерь производительности процесса.

Решение данной задачи достигается тем, что операция подстуживания производится в нагревательном устройстве путем открытия крышки, что приводит к разности температур поверхностных и центральных слоев слитка.

В данной работе представлены экспериментальные исследования, проводившиеся в промышленных условиях на ОАО «Днепроспецсталь» на стане 1050 с целью снижения уровня брака по осевой пористости слитка, не заварившейся при деформации, в прокате диаметром от 230 мм до 275 мм из углеродистых и конструкционных марок сталей.

Существующая технология включает в себя выплавку стали в открытых основных дуговых электропечах емкостью 60 тонн с внепечным вакуумированием и последующей сифонной разливкой в изложницы. Выплавленный металл, после стрипперования поступает в прокатный цех горячим всадом на нагревательные рекуперативные колодцы. Процесс нагрева слитков включает в себя подъем температуры до 1300 °C (T_1) и томление в течении 30 минут (t_1), последующее снижение температуры до 1250 °C (T_2) и томление в течении 100 минут (t_2), после чего слитки выдают в прокат (рис. 1). На обжимной клети 1050 за 17 проходов получают подкат прямоугольного сечения, который при помощи шлепперов, после удаления головной части, передается на заготовочную клеть 950, где подвергается деформации по системе «овал-круг». Калибровка валков обжимной и заготовочной клети представлены на рис. 2. Полученный сортовой прокат, после порезки на роторно-ударных пилах, охлаждают в колодцах замедленного охлаждения.

Для создания градиента температур по сечению слитка был разработан новый режим нагрева, который предполагает подъем температуры до 1250 °C (T_1) и

томление в течении 60 минут (t_1), подъем температуры до 1300 °C (T_2) и томление в течении 45 минут (t_1), после чего производится снижение температуры путем открытия крышки нагревательного колодца в те-

чении 10 минут (t_3) (до температуры 1100 °C (T_3)), после томления в течение 30 минут (t_4) слитки выдают в прокат. Режим нагрева представлен на рис. 3.

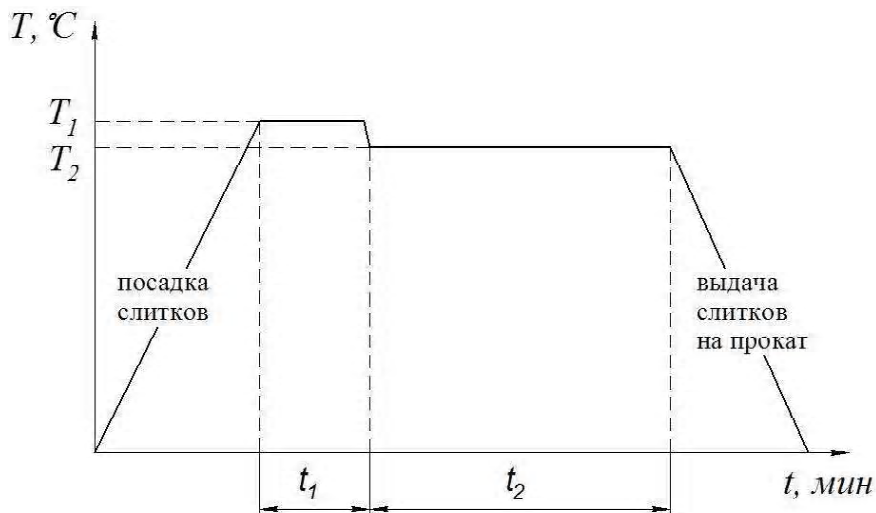


Рис. 1. Существующий режим нагрева

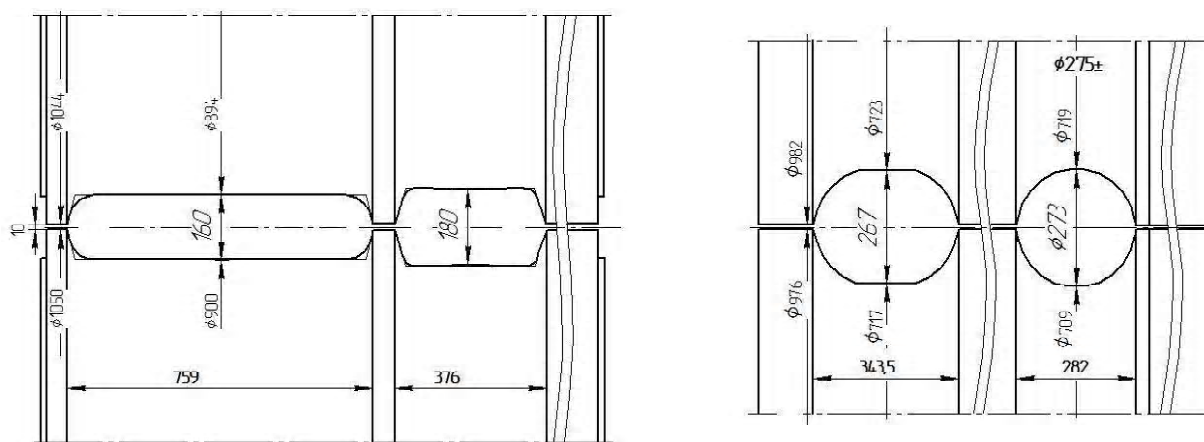


Рис. 2. Калибровка валков обжимной (а) и заготовочной (б) клетки

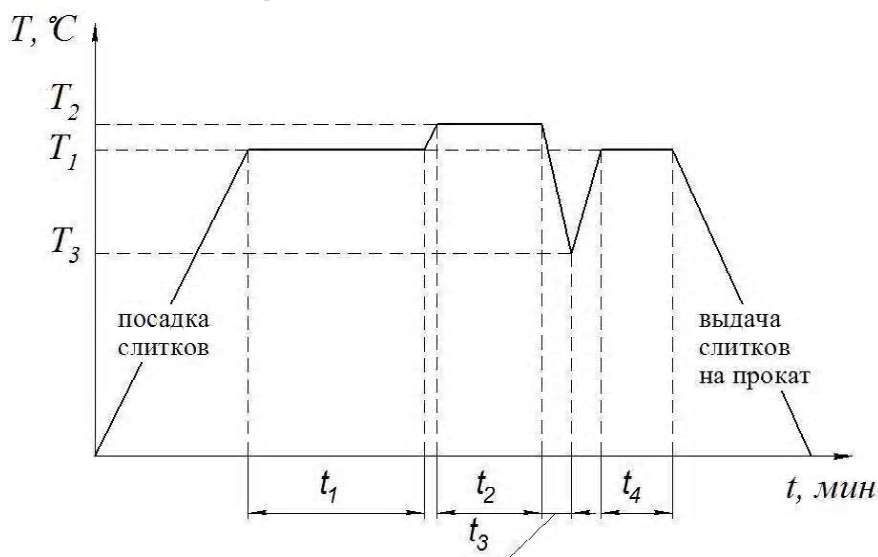


Рис. 3. Экспериментальный режим нагрева

Таблица 1 – Сравнительная таблица экспериментального режима нагрева с существующим режимом нагрева

Профиль, мм	Режим нагрева	марка	20,45	16ХГ	17Г1С	40Х	42ХМ	Σ
Ø 240	ЭР	прокат, т	27,25	–	15,75	–	58,4	101,4
		брак, т	1,53	–	1,67	–	0	3,2
		брак, %	5,61	–	10,6	–	0	3,16
	СР	прокат, т	370,13	26,33	66,39	–	232,87	695,72
		брак, т	6,41	1,62	0	–	13,79	21,82
		брак, %	1,73	6,15	0	–	5,92	3,14
Ø 250	ЭР	прокат, т	49,2	–	247,32	–	36,61	333,13
		брак, т	1,58	–	5,61	–	0	7,19
		брак, %	3,21	–	2,27	–	0	2,16
	СР	прокат, т	381,97	31,61	93,62	–	426,93	934,13
		брак, т	14,12	3,19	16,79	–	10,74	44,84
		брак, %	3,7	10,09	17,93	–	2,52	4,8
Ø 260	ЭР	прокат, т	121,71	–	21,57	–	90,9	234,18
		брак, т	0	–	0	–	2,17	2,17
		брак, %	0	–	0	–	2,39	0,93
	СР	прокат, т	422,35	24,81	24,67	–	337,77	809,6
		брак, т	17,66	2,31	2,31	–	13,2	35,48
		брак, %	4,18	9,31	9,36	–	3,91	4,38
Ø 275	ЭР	прокат, т	431,92	10,26	–	21,12	209,19	672,49
		брак, т	16,75	4,69	–	0	9,6	31,04
		брак, %	3,88	45,71	–	0	4,59	4,62
	СР	прокат, т	704,97	14,54	31,9	–	611,1	1362,51
		брак, т	29,54	0	0	–	27,18	56,72
		брак, %	4,19	0	0	–	4,45	4,16
ЭР	прокат, т	630,08	10,26	284,64	21,12	395,1	1341,2	
	брак, т	19,86	4,69	7,28	0	11,77	43,6	
	брак, %	3,15	45,71	2,56	0	2,98	3,25	
СР	прокат, т	1879,4	97,29	216,58	0	1608,7	3801,96	
	брак, т	67,73	7,12	19,1	0	64,91	158,86	
	брак, %	3,6	7,32	8,82	–	4,03	4,18	
Σ	прокат, т	2509,5	107,55	501,22	21,12	2003,8	5143,16	
	брак, т	87,59	11,81	26,38	0	76,68	202,46	
	брак, %	3,49	10,98	5,26	0	3,83	3,94	

В період с 01.05.2009 г. по 31.08.2009 г. на круг діаметром 240–275 мм прокатано 5143,16 тонни із слитків развесом 6,67 тонни наступних марок сталей: 20, 45, 40Х, 17Г1С, 16ХГ, 42ХМ. По експериментальній технології нагріто і прокатано 1341,2 тонни (35 плавок) по діючій технології 3801,96 тонни.

Після обточкі металопроката на бесцентровоточкарних станках прутки підвергались ультразвуковому контролю на відповідність вимогам ГОСТ 21120-75 з допомогою приладу УСК-8Б. При цьому було отбраковано 43,59 тонни, що склало 3,25 % від ваги сортового проката, нагрітого по експериментальному режиму. По існуючій технології отбраковка склала 158,86 тонни або 4,18 % від ваги сортового проката.

В таблиці 1 представлені дані в залежності від прокатаного профіля, режиму нагріву (ЭР – експериментальний режим нагріву, СР – існуючий режим нагріву) і марки сталі. Як видно з цієї таблиці, рівень браку при експериментальному режимі нагріву нижче, ніж при нагріву по існуючій технології. При прокаті Ø 240 мм із углеродистого сталі і 17Г1С, а також при прокаті Ø 275 мм із сталі 16ХГ навпаки, рівень браку нагрітого по експериментальному режиму перевищує рівень браку нагрітого по існуючій технології. Це пов'язано з недостатнім кількістю експериментальних даних.

Выводы

1. Розроблено і опробовано новий режим нагріву і прокатки углеродистих і конструкційних марок сталей із слитків развесом 6,67 т на круг діаметром більше 230 мм з неоднорідним температурним полем.

2. Результати ультразвукового контролю за період с 01.05.2009 г. по 31.08.2009 г. свідчать про зни-

ження рівня браку по осевій пористості слитка, не заварившійся при деформації слитків, нагрітих по новій технології, на 25 % порівняно з слитками, нагрітими по існуючій технології.

3. Для уточнення отриманих експериментальних даних планується проаналізувати більший масив плавок.

Перечень ссылок

1. Диомидов Б. Б. Технология прокатного производства / Б. Б. Диомидов, Н. В. Литовченко. – М. : Металлургия, 1979. – 489 с.
2. Чижиков Ю. М. Прокатываемость стали и сплавов / Ю. М. Чижиков. – М. : Металлургиздат, 1961. – 451 с.
3. Пестов В. С. Повышение качества и деформируемости металла поковок за счет сочетания различных видов неоднородности при ковке / В. С. Пестов // Кузнечно-штамповочное производство. – 1988. – № 2. – С. 6–8.
4. Корнеев Д. М. Ковка крупных слитков из стали 35 с температурным перепадом по сечению / Д. М. Корнеев, Б. А. Цурков // Кузнечно-штамповочное производство. – 1974. – № 4. – С. 1–4.
5. Охрименко Я. М. Новые процессыковки крупных поковок / Я. М. Охрименко, А. И. Гринюк, В. А. Тюрин // Кузнечно-штамповочное производство. – 1970. – № 4. – С. 19–20.
6. Соколов Л. Н. Технологические приемы, обеспечивающие проработку осевой зоны слитка / [Л. Н. Соколов, В. С. Пестов, В. Н. Ефимов и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. – 1985. – № 2. – С. 25–27.
7. Золотухин Н. М. Совершенствование технологии изготовления поковок валов / Н. М. Золотухин, И. П. Шелаев, В. О. Кононенко, С. С. Сиротинiec // Кузнечно-штамповочное производство. – 1986. – № 5. – С. 7–8.
8. Шелаев И. П. Ковка крупных поковок прокатных валков с температурным перепадом по сечению / И. П. Шелаев, В. О. Кононенко, А. А. Леонтьев // Кузнечно-штамповочное производство. – 1988. – № 4. – С. 2–3.

Одержано 23.06.2010

A. V. Ivanov, V. V. Chigirinskiy, I. N. Logozinskiy, O. E. Koslov

LARGE DIAMETER CIRCLES WITH HETEROGENEOUS TEMPERATURE FIELD ROLLING

Розглядається проблема одержання сортового прокату із щільної макроструктури в осевій зоні. Розроблений та випробований новий режим нагрівання конструкційних і вуглецевих марок сталей в умовах ВАТ «Днепрспецсталь», що дозволило знизити рівень браку по осевій пористості злитка, яка не заварилася при деформації злитків.

Ключові слова: діаметр, злиток, прокат, нагрівання, деформація, метал, температура.

The problem of high quality rolling stock receiving from a dense macrostructure in axial area is considered. The new construction and carbon steel brands heating regime was developed and tested in JVC «Dneprospecstal» conditions. That allowed to reduce rejected materials level due to axial bar porosity which were not welded during bar deformation.

Key words: diameter, bar, rolled stock, warming, deformation, metal, temperature.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 539.371

Канд. фіз.-мат. наук С. А. Левчук
Національний університет, м. Запоріжжя

МОДЕЛЮВАННЯ СИМЕТРИЧНОГО НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ СКЛАДЕНОГО ТІЛА З ДВОХ ПЛАСТИН, З'ЄДНАНИХ ПІД ПРЯМИМ КУТОМ ЗА ДОПОМОГОЮ МАТРИЦЬ ТИПУ ГРІНА

Задача про статичне деформування складеного тіла розв'язується з використанням спеціально побудованих матриць типу Гріна. На прикладі складеного тіла з двох пластин при спеціальних крайових умовах продемонстровано ефективність методу розрахунку.

Ключові слова: статичне деформування, матриці типу Гріна, складене тіло з двох пластин, спеціальні крайові умови.

Нехай мова йде про побудову матриці типу Гріна задачі, яка описує пружну рівновагу пари пластин, з'єднаних під прямим кутом з умовами симетрії на паралельних ребру з'єднання краях (див. рис. 1). Відзначимо, що з фізичної точки зору досліджуване тіло може бути моделлю бічних стінок закритого паралелепіпеда. Це забезпечується наявністю умов симетрії на обох краях складеного тіла, що паралельні ребру з'єднання пластин. Попередня розробка цієї задачі була здійснена у роботах [4–6].

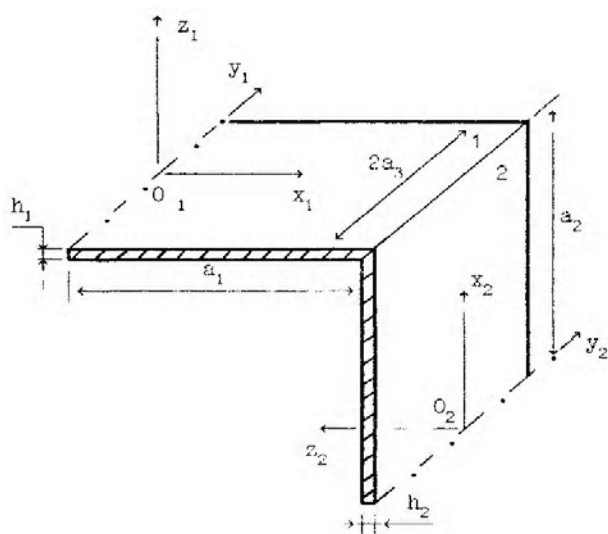


Рис. 1. Складене тіло з двох пластин, при умовах симетрії на краях (під дією довільного навантаження)

Для визначення пружної рівноваги кожної з пари пластин може бути також використана наступна система диференціальних рівнянь у переміщеннях [1]:

$$\Delta U_v + \frac{\lambda_v + \mu_v}{\mu_v} \frac{\partial}{\partial x_v} \left[\frac{\partial U_v}{\partial x_v} + \frac{\partial V_v}{\partial y_v} \right] = X_v;$$

$$\Delta V_v + \frac{\lambda_v + \mu_v}{\mu_v} \frac{\partial}{\partial y_v} \left[\frac{\partial U_v}{\partial x_v} + \frac{\partial V_v}{\partial y_v} \right] = Y_v;$$

$$\Delta \Delta W_v = Z_v. \quad (1)$$

Тут $U_v = U_v(x_v, y_v)$, $V_v = V_v(x_v, y_v)$, $W_v = W_v(x_v, y_v)$ – проекції вектора зміщень $\Psi_v = \Psi_v(x_v, y_v)$ на відповідні осі декартової системи координат, а $X_v = X_v(x_v, y_v)$, $Y_v = Y_v(x_v, y_v)$, $Z_v = Z_v(x_v, y_v)$ – праві частини, що враховують інтенсивність зовнішнього поверхневого навантаження та фізичні характеристики пластини, λ_v , μ_v – коефіцієнти Ламе,

$\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x_v^2} + \frac{\partial^2}{\partial y_v^2}$ – диференціальний оператор Лапласа.

Тут і нижче $v = 1, 2$ і позначає номер пластини.

Умови симетрії на краях пластин можуть мати вигляд:

$$\begin{aligned} U_v|_{x_v=0} = 0; \quad \frac{\partial V_v}{\partial x_v}|_{x_v=0} = 0; \\ \frac{\partial W_v}{\partial x_v}|_{x_v=0} = 0; \quad \frac{\partial^3 W_v}{\partial x_v^3}|_{x_v=0} = 0. \end{aligned} \quad (2)$$

Для умов з'єднання пластин мають місце вирази:

$$\begin{aligned} W_1|_{x_1=a_1} = U_2|_{x_2=a_2}; \quad U_1|_{x_1=a_1} = -W_2|_{x_2=a_2}; \\ V_1|_{x_1=a_1} = V_2|_{x_2=a_2}; \quad \frac{\partial W_1}{\partial x_1}|_{x_1=a_1} = \frac{\partial W_2}{\partial x_2}|_{x_2=a_2}; \\ T_{1x}|_{x_1=a_1} + Q_{2x}|_{x_2=a_2} = 0; \quad T_{2x}|_{x_2=a_2} - Q_{1x}|_{x_1=a_1} = 0; \\ S_{1xy}|_{x_1=a_1} - S_{2xy}|_{x_2=a_2} = 0; \quad M_{2x}|_{x_2=a_2} - M_{1x}|_{x_1=a_1} = 0, \end{aligned} \quad (3)$$

де Q_{1x} , Q_{2x} та T_{1x} , T_{2x} – поперечні та розтягувальні сили відповідно; S_{1xy} , і S_{2xy} – зсувні зусилля; M_{1x} , M_{2x} – згинальні моменти.

Їх вирази через похідні вектора зміщень мають вигляд [1]:

$$\begin{aligned} T_{vx} = \frac{E_v h_v}{1 - \sigma_v^2} \left(\frac{\partial U_v}{\partial x_v} + \sigma_v \frac{\partial V_v}{\partial y_v} \right); \\ Q_{vx} = -\frac{E_v h_v^3}{12(1 - \sigma_v^2)} \frac{\partial}{\partial x_v} \Delta W_v; \\ S_{vxy} = \frac{E_v h_v}{2(1 + \sigma_v)} \left(\frac{\partial U_v}{\partial y_v} + \frac{\partial V_v}{\partial x_v} \right); \\ M_{vx} = -\frac{E_v h_v^3}{12(1 - \sigma_v^2)} \left(\frac{\partial^2 W_v}{\partial x_v^2} + \sigma_v \frac{\partial^2 W_v}{\partial y_v^2} \right). \end{aligned} \quad (4)$$

Тут E_v – модуль Юнга, h_v – товщина пластини, σ_v – коефіцієнт Пуассона.

Розв'язок даної задачі будемо шукати у вигляді тригонометричних рядів типу:

$$\begin{aligned} U_v(x_v, y_v) = \sum_{k=1,3}^{\infty} U_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ V_v(x_v, y_v) = \sum_{k=1,3}^{\infty} V_{vk}(x_v) \sin \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ W_v(x_v, y_v) = \sum_{k=1,3}^{\infty} W_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}, \end{aligned} \quad (5)$$

де $2a_3$ – довжина першої і другої пластини у напрямку осі (OY) . Тоді на краях пластин, що паралельні осі (OX) будуть виконуватися умови шарнірного спирання.

Компоненти правих частин диференціальних рівнянь також подаються у вигляді тригонометричних рядів:

$$\begin{aligned} X_v(x_v, y_v) = \sum_{k=1,3}^{\infty} X_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ Y_v(x_v, y_v) = \sum_{k=1,3}^{\infty} Y_{vk}(x_v) \sin \frac{k\pi y_v}{2a_3}; \\ Z_v(x_v, y_v) = \sum_{k=1,3}^{\infty} Z_{vk}(x_v) \cos \frac{k\pi y_v}{2a_3}, \end{aligned} \quad (6)$$

де $X_{vk}(x_v)$, $Y_{vk}(x_v)$, $Z_{vk}(x_v)$ – коефіцієнти ряду Фур'є:

$$\begin{aligned} X_{vk}(x_v) = \frac{1}{a_3} \int_{-a_3}^{a_3} X_v(x_v, \eta) \cos(k\eta) d\eta; \\ Y_{vk}(x_v) = \frac{1}{a_3} \int_{-a_3}^{a_3} Y_v(x_v, \eta) \sin(k\eta) d\eta; \\ Z_{vk}(x_v) = \frac{1}{a_3} \int_{-a_3}^{a_3} Z_v(x_v, \eta) \cos(k\eta) d\eta. \end{aligned} \quad (7)$$

Внаслідок підставлення (5), (6) у (1), одержимо систему звичайних диференціальних рівнянь з сталими коефіцієнтами для кожної з пари пластин:

$$\begin{aligned} \frac{d^4 W_{vk}}{dx_v^4} - 2 \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^2 \frac{d^2 W_{vk}}{dx_v^2} + \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^4 W_{vk} = Z_{vk}; \\ (1 + q_v) \frac{d^2 U_{vk}}{dx_v^2} - \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^2 U_{vk} + q_v \frac{k\pi}{2a_3} \frac{dV_{vk}}{dx_v} = X_{vk}; \\ \frac{d^2 V_{vk}}{dx_v^2} - \left(\frac{k\pi}{2a_3} \right)^2 (1 + q_v) V_{vk} - q_v \frac{k\pi}{2a_3} \frac{dU_{vk}}{dx_v} = Y_{vk}, \end{aligned} \quad (8)$$

$$\text{де } q_v = \frac{\lambda_v + \mu_v}{\mu_v}.$$

Введемо позначення $l = k\pi/(2a_3)$. Підставивши (5) в умови симетрії (2), а також в умови з'єднання пластин (3), перетворимо їх до вигляду:

умови симетрії:

$$\begin{aligned} U_{vk}|_{x_v=0} = 0; \quad \frac{dV_{vk}}{dx_v}|_{x_v=0} = 0; \\ \frac{dW_{vk}}{dx_v}|_{x_v=0} = 0; \quad \frac{d^3 W_{vk}}{dx_v^3}|_{x_v=0} = 0; \end{aligned} \quad (9)$$

умови з'єднання елементів:

$$\begin{aligned}
 W_{1k} \Big|_{x_1=a_1} &= U_{2k} \Big|_{x_2=a_2}; \quad U_{1k} \Big|_{x_1=a_1} = -W_{2k} \Big|_{x_2=a_2}; \\
 V_{1k} \Big|_{x_1=a_1} &= V_{2k} \Big|_{x_2=a_2}; \quad \frac{dW_{1k}}{dx_1} \Big|_{x_1=a_1} = \frac{dW_{2k}}{dx_2} \Big|_{x_2=a_2}; \\
 \frac{h_1^2}{12} \left[\frac{d^3 W_{1k}}{dx_1^3} - l^2 \frac{dW_{1k}}{dx_1} \right] \Big|_{x_1=a_1} &+ \\
 + \left[\frac{dU_{2k}}{dx_2} + \frac{q_2 - 1}{2q_2} l V_{2k} \right] \Big|_{x_2=a_2} &= 0; \\
 -\frac{h_2^2}{12} \left[\frac{d^3 W_{2k}}{dx_2^3} - l^2 \frac{dW_{2k}}{dx_2} \right] \Big|_{x_2=a_2} &+ \\
 + \left[\frac{dU_{1k}}{dx_1} + \frac{q_1 - 1}{2q_1} l V_{1k} \right] \Big|_{x_1=a_1} &= 0; \\
 \left[\frac{dV_{1k}}{dx_1} - l U_{1k} \right] \Big|_{x_1=a_1} - \left[\frac{dV_{2k}}{dx_2} - l U_{2k} \right] \Big|_{x_2=a_2} &= 0;
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \left[\frac{d^2 W_{1k}}{dx_1^2} - \frac{q_1 - 1}{2q_1} l^2 W_{1k} \right] \Big|_{x_1=a_1} - \\
 - \left[\frac{d^2 W_{2k}}{dx_2^2} - \frac{q_2 - 1}{2q_2} l^2 W_{2k} \right] \Big|_{x_2=a_2} &= 0. \quad (10)
 \end{aligned}$$

Враховуючи, що фундаментальна система розв'язків одержаних диференціальних рівнянь (8) відома і має вигляд [2]:

$$\begin{aligned}
 W_{vk}^{(1)}(x_v) &= ch(lx_v); \quad W_{vk}^{(2)}(x_v) = sh(lx_v); \\
 W_{vk}^{(3)}(x_v) &= x_v ch(lx_v); \quad W_{vk}^{(4)}(x_v) = x_v sh(lx_v); \\
 U_{vk}^{(1)}(x_v) &= ch(lx_v); \quad U_{vk}^{(2)}(x_v) = sh(lx_v); \\
 U_{vk}^{(3)}(x_v) &= x_v ch(lx_v); \quad U_{vk}^{(4)}(x_v) = x_v sh(lx_v); \\
 V_{vk}^{(1)}(x_v) &= -sh(lx_v); \quad V_{vk}^{(2)}(x_v) = -ch(lx_v); \\
 V_{vk}^{(3)}(x_v) &= -\frac{2+q_v}{q_v l} ch(lx_v) - x_v sh(lx_v); \\
 V_{vk}^{(4)}(x_v) &= -\frac{2+q_v}{q_v l} sh(lx_v) - x_v ch(lx_v).
 \end{aligned}$$

Доцільно розв'язувати вказані вище системи звичайних диференціальних рівнянь методом варіації довільних сталих, при цьому, одержимо вирази:

$$\begin{aligned}
 W_{vk}(x_v) &= \int_0^{x_v} Z_{vk}(\xi) \frac{sh(l(\xi - x_v)) - l(\xi - x_v)ch(l(\xi - x_v))}{2l^3} d\xi + \\
 &+ \sum_{i=1}^4 \gamma_{vk}^{(i)} W_{vk}^{(i)}(x_v);
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 U_{vk}(x_v) &= \int_0^{x_v} X_{vk}(\xi) \frac{q_v l(\xi - x_v)ch(l(\xi - x_v)) - (2+q_v)sh(l(\xi - x_v))}{2l(1+q_v)} d\xi - \\
 &- \int_0^{x_v} Y_{vk}(\xi) \frac{q_v}{2(1+q_v)} (\xi - x_v) sh(l(\xi - x_v)) d\xi + \\
 &+ \sum_{i=5}^8 \gamma_{vk}^{(i)} U_{vk}^{(i-4)}(x_v);
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 V_{vk}(x_v) &= \int_0^{x_v} X_{vk}(\xi) \frac{q_v}{2(1+q_v)} (\xi - x_v) sh \\
 &- \int_0^{x_v} Y_{vk}(\xi) \frac{q_v l(\xi - x_v)ch(l(\xi - x_v)) + (2+q_v)sh(l(\xi - x_v))}{2l(1+q_v)} d\xi + \\
 &+ \sum_{i=1}^4 \gamma_{vk}^{(i)} V_{vk}^{(i-4)}(x_v). \quad (11)
 \end{aligned}$$

Потім, використовуючи додаткові умови (9), (10), належить визначити невідомі сталі $\gamma_{vk}^{(i)}$. Підставивши знайдені $\gamma_{vk}^{(i)}$ у (11), а потім отримані вирази у (5), одержимо остаточний розв'язок задачі (1)–(3) у вигляді:

$$\begin{aligned}
 \Psi_v(x_v, y_v) &= \int_{-a_3}^{a_3} \int_0^{a_1} \Omega_v(x_v, y_v, \xi, \eta) \Phi_1(\xi, \eta) d\xi d\eta + \\
 &+ \int_{-a_3}^{a_3} \int_0^{a_2} \Theta_v(x_v, y_v, \xi, \eta) \Phi_2(\xi, \eta) d\xi d\eta, \quad (12)
 \end{aligned}$$

де $\Omega_v(x_v, y_v, \xi, \eta)$, $\Theta_v(x_v, y_v, \xi, \eta)$ – побудовані матриці типу Гріна для даної задачі, які мають вигляд:

$$\begin{aligned}
 \Omega_v(x_v, y_v, \xi, \eta) &= \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{a_3} \Theta_k(y_v) \omega_{vk}(x_v, \xi) \Theta_k(\eta); \\
 \Theta_v(x_v, y_v, \xi, \eta) &= \sum_{k=1}^{\infty} \frac{1}{a_3} \Theta_k(y_v) \theta_{vk}(x_v, \xi) \Theta_k(\eta), \quad (13)
 \end{aligned}$$

де

$$\Theta_k(y_v) = \begin{Bmatrix} \cos(k\pi/(2a_3)y_v) & 0 & 0 \\ 0 & \sin(k\pi/(2a_3)y_v) & 0 \\ 0 & 0 & \cos(k\pi/(2a_3)y_v) \end{Bmatrix}, \quad (14)$$

$\Phi_v(\xi, \eta)$ – вектор правих частин рівнянь (1) (більш детально про матриці Гріна див. [7]).

Нижче, як приклад застосування описаного методу, наведено результати розрахунку основних характеристик статичного деформування розглянутого вище

прямокутного з'єднання двох пластин (рис. 2–6). При обчисленнях було прийнято: $a_1/h_1 = 25$; $a_2/h_2 = 12,5$; $a_3/h_1 = 3$; $E/q_{yv} = 2 \cdot 10^7$; $\sigma = 0,25$; $k = 1$; $q_{x1} = q_{x2} = q_{z1} = q_{z2} = 0$.

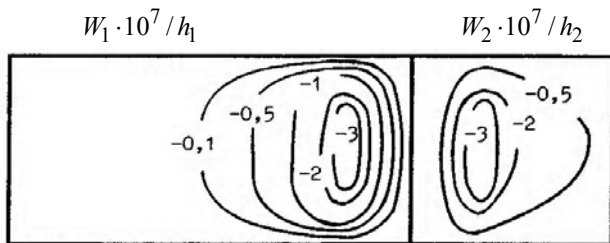


Рис. 2. Нормальні прогини

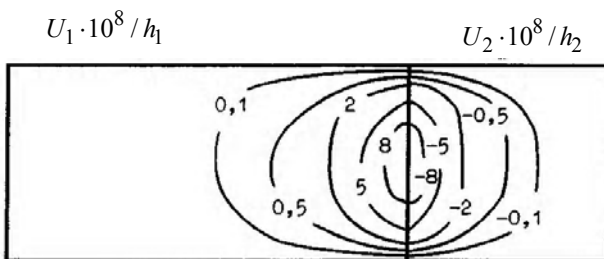


Рис. 3. Зміщення вздовж осі

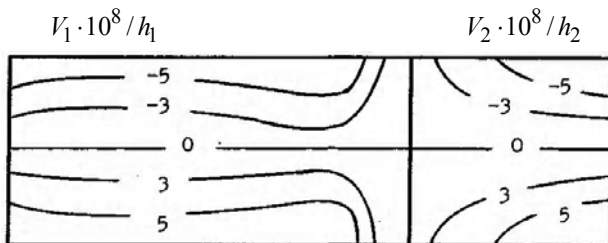


Рис. 4. Зміщення вздовж осі

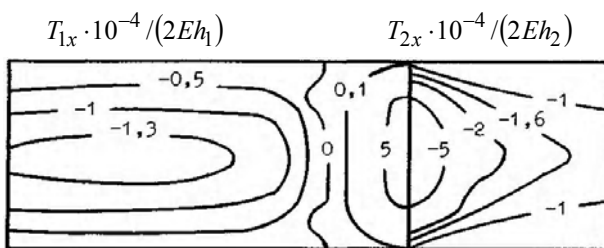


Рис. 5. Розтягувальні сили

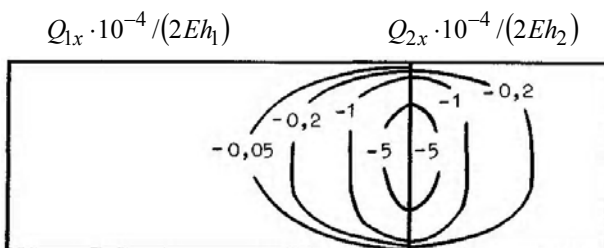


Рис. 6. Поперечні сили

У роботі [8] був описаний метод розрахунку напружено-деформованого стану пологих оболонок з отворами за допомогою побудованих матриць Гріна. Слід зазначити, що використані тут і у [8] алгоритми розрахунку дозволяють також враховувати сумісне деформування досліджуваних конструкцій у простих випадках навантаження. Наприклад, якщо на пластину з отворами діє тільки зовнішнє поверхневе нормальне навантаження (див. [8]), то для передачі дії на стінки складеної конструкції (див. рис. 1) доцільно прирівняти складову інтенсивності навантаження вздовж відповідної осі (осі OY) до інтенсивності діючого навантаження, що і було зроблено у даній роботі. Особливості розподілу напружень і деформацій по бічних стінках враховуються при цьому за допомогою представлень (5), (6).

Перелік посилань

1. Биргер М. А. Прочность, устойчивость, колебания : в 3 т. / М. А. Биргер, Я. Г. Пановко – М. : Машиностроение, 1968. – Т. 1. – 832 с.
2. Канторович Л. В. Приближенные методы высшего анализа / Л. В. Канторович, В. И. Крылов. – М.-Л. : Физматгиз, 1962. – 708 с.
3. Гавеля С. П. Метод построения матриц типа Грина для составных оболочек / С. П. Гавеля // Докл. АН УССР. – Сер. А. – 1981. – № 9. – С. 12–17.
4. Гавеля С. П. Матрица типа Грина задачи об упругом деформировании составной конструкции из двух пластин / С. П. Гавеля, С. А. Левчук, Н. В. Чирка – Запорожье, 1992. – 15 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.12.92, № 2002. – Ук92.
5. Левчук С. А. Расчет напряженно-деформированного состояния элементов сложных технических конструкций / С. А. Левчук – Запорожье, 1997. – 24 с. – Деп. в УкрИНТЭИ 17.06.97. – № 447. – Ук97.
6. Левчук С. А. Дослідження статичного деформування складеної конструкції з двох пластин / С. А. Левчук // Вісник Запорізького державного університету : сер. Фізико-математичні науки. – Запоріжжя, 1998. – № 2. – С. 79–81.
7. Левчук С. А. Матриці Гріна рівнянь та систем еліптичного типу для дослідження статичного деформування складених тіл : дис. ... кандидата фіз.-мат. наук : 01.02.04/ Левчук Сергій Анатолійович. – Запоріжжя : ЗДУ, 2002. – 150 с.
8. Левчук С. А. Розрахунок напружено-деформованого стану пологих оболонок з отворами за допомогою матриць Гріна / С. А. Левчук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 102–106.

Одержано 28.01.2010

MODELING OF SYMMETRICAL STRAINLY-DEFORM STATE OF TWO PLATE BODY COMPOUND JOINTED AT THE RIGHT ANGLE WITH GREEN'S TYPE MATRIX

Задача о статическом деформировании составного тела решается с использованием специально построенных матриц типа Грина. На примере составного тела из двух пластин при специальных краевых условиях продемонстрирована эффективность метода расчета.

Ключевые слова: статическое деформирование, матрицы типа Грина, составное тело из двух пластин, специальные краевые условия.

The problem of compound body static deformation is solved with use of specially constructed Green's type matrix. The calculation method effectiveness had been shown for the compound body with two plates with special border conditions.

Key words: static deformation, Green's type matrix, two plate body compound, special border conditions.

УДК 519.63:533.9.07

Е. В. Цегельник, канд. физ.-мат. наук Е. К. Островский, В. О. Гарин
Национальный аэрокосмический университет им. Н. Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков

ГАЗОДИНАМИЧЕСКИЙ ЗАТВОР АТМОСФЕРНОГО ВОЗДУХА В ИСТОЧНИКАХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ – ПЛАЗМОТРОНАХ

Проведено математическое моделирование процесса молекулярной диффузии атмосферного воздуха во встречном потоке защитного инертного газа на участке газодинамического затвора в канале слива плазмы из плазмотрона. Показано, что при массовом расходе инертного газа аргон, вплоть до 10^{-3} кг/с, течение в канале остается ламинарным. Установлено, что основным источником поступления отравляющего катода атмосферного воздуха в плазмотрон является его диффузия во встречном потоке инертного газа в сливном канале плазмы на участке газодинамического затвора атмосферного воздуха. Наиболее интенсивно молекулярная диффузия воздуха происходит в пограничном слое у стенок сливного канала плазмы, который на своем начальном участке выполняет функции газодинамического затвора.

Ключевые слова: низкотемпературная плазма, катод, термоэлектронная эмиссия, дуговой разряд, газовый поток, ламинарное течение, плазмотрон.

Введение

В промышленности высокоразвитых стран отмечается тенденция к расширению применения плазмотронов как источников низкотемпературной плазмы. Разработаны технологии получения чистых металлов и сплавов при прямом восстановлении их из руд и рудных концентратов, при подогреве в ходе выпечной обработки и разливе металлов [1, 2].

Особенностью плазмотронов, работающих в металлургии в условиях интенсивного испарения металлов с поверхности расплавов, является необходимость использования малых рабочих напряжений, исключающих появление неуправляемых пробоев. Такой режим

работы возможно реализовать только в низковольтном сильноточном дуговом разряде [3].

Большая мощность в таком разряде достигается за счет больших токов электронной эмиссии с развитой поверхности в полой катоде. Такие токи возможно реализовать переходом от электрической дуги с пятном на катоде к диффузному равномерно распределенному разряду по всей поверхности катода. Это возможно реализовать выбором как Фомы катода (полый катод), так и переходу к новому классу «горячих» высокотемпературных электродов – термоэмиссионным катодам с малой работой выхода электрона $\phi = 2,0 \dots 2,4$ эВ в диапазоне температур 1200...1600 К [4].

Результаты исследования и их обсуждение

В исследуемом дуговом плазмотроне с выбросом низкотемпературной плазмы в атмосферу для защиты термоэмиссионного катода от отравления атмосферным воздухом используется газодинамический затвор, роль которого выполняет поток защитного и одновременно плазмообразующего инертного газа аргон (Ar), продуваемого через сливной канал плазмы плазмотрона со стороны катода. Основным источником поступления отравляющего катод атмосферного воздуха является его молекулярная диффузия во встречном потоке инертного газа на участке газодинамического затвора, расположенного в начале сливного канала плазмы. Газодинамические характеристики встречного потока аргона определяют степень отравления катода атмосферным воздухом и его ресурс [5].

Конструкция плазмотрона в разрезе приведена на рис. 1.

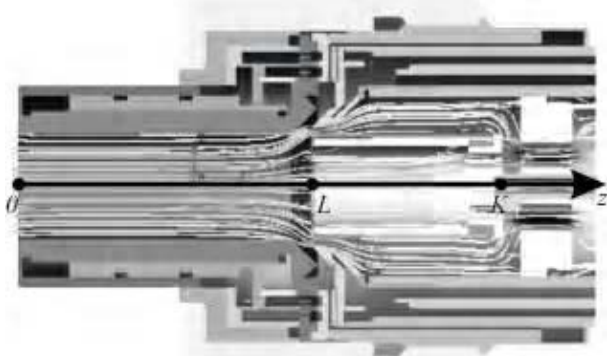


Рис. 1. Разрез плазмотрона с показом линий тока в потоке инертного газа:

0-L – газодинамический затвор; L-K – полый катод

В канале плазмотрона изображены линии газового потока, указывающие на ламинарный характер течения потока газа на участке газодинамического затвора (0-L). Картина течения получена численным моделированием течения в программном продукте *CosmosFloworks* [6]. Для цилиндрического канала ламинарный режим течения будет сохраняться при значениях числа Рейнольдса $Re < 2300$. Число Рейнольдса $Re = 2M/\pi\eta R$ зависит от массового расхода газа M [кг/с], радиуса канала плазмотрона R [м] и коэффициента вязкости Ar η_{Ar} [кг/(м·с)], который зависит от температуры [7]. Расчеты температурной зависимости числа Re для плазмотрона с $R = 0,02$ м для всех возможных температурных режимах газового потока в канале плазмотрона $T = 300 \dots 20000$ К, в диапазоне массовых расходов Ar $M = 10^{-5} \dots 10^{-3}$ кг/с показывают, что число Re не превышает своего критического значения 2300. Это указывает на то, что течение инертного газа в широком диапазоне рабочих параметров остается ламинарным.

Описание взаимной молекулярной диффузии атмосферного воздуха во встречном потоке Ar при его ламинарном течении описывается в общем случае нестационарным дифференциальным уравнением диффузии, полученного из уравнения баланса молекул воздуха в потоке инертного газа в сливном канале на участке газодинамического затвора [8]

$$\frac{\partial n_z}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n_{zr}}{\partial z^2} + V_{zr} \frac{\partial n_{zr}}{\partial z}, \quad (1)$$

где n_{zr} – концентрация молекул (атомов) воздуха, как функция координат z и r ; V_{zr} – скорость потока Ar, как функция координат z и r ; D – коэффициент взаимной молекулярной диффузии воздуха в аргоне.

Если распределение концентрации во времени установилось в плазмотроне $\partial n_z / \partial t = 0$, то уравнение (1) преобразуется к виду

$$\frac{d}{dz} \left(D \frac{dn_{zr}}{dz} + V_{zr} n_{zr} \right) = 0.$$

Откуда

$$D \frac{dn_{zr}}{dz} + V_{zr} n_{zr} = \text{const}. \quad (2)$$

Преобразуем запись дифференциального уравнения (2) к стандартному виду

$$n'_{zr} + P n_{zr} = Q, \quad (3)$$

где $P = V_{zr}/D$ и $\text{const}/D = Q$.

Уравнение (3) – линейное дифференциальное уравнение первого порядка. Решение такого уравнения записывается в виде [8]

$$n = \left[\int Q e^{\int P dz} dz + C \right] e^{-\int P dz}. \quad (4)$$

Приближенное аналитическое решение уравнения стационарной диффузии возможно получить, если функциональные зависимости $P(zr)$ и $Q(zr)$ в уравнении (4) заменить их средними постоянными значениями \bar{P} и \bar{Q} на длине интегрирования 0-L в газодинамическом затворе.

После подстановки \bar{P} и \bar{Q} и интегрирования уравнения (4) решение преобразуется

$$n = n' + C e^{-\bar{P}z},$$

где $n' = \text{const}/V$ – концентрация молекул воздуха в инертном газе.

По ГОСТ 10157-79 на промышленный жидкий и газообразный инертный газ Ar концентрация примесей атмосферных газов n' колеблется в пределах

$10^{21} \dots 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в зависимости от сорта Ar.

Определим константу интегрирования C в последнем уравнении из начальных условий. При $z = 0$, $n = n_0 = 2,5 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-3}$ – концентрация молекул воздуха при нормальных условиях атмосферы на выходе сливного канала плазмотрона, тогда $C = n_0 - n'$. Учитывая, что $n_0 \gg n'$ и $C = n_0$ уравнение (4) запишется в виде

$$n = n' + n_0 \exp\left(-\frac{\bar{V}}{D} z\right). \quad (5)$$

Умножая на kT уравнение (5) перейдем к записи решения через парциальное давление воздуха в среде аргон + воздух

$$P = P' + P_0 \exp\left(-\frac{\bar{V}}{D} z\right). \quad (6)$$

Эксперименты, как и теоретические расчеты, указывают на наличие значительного градиента температуры в поперечном сечении в потоке нагретого газа и плазмы в канале слива плазмы [9].

В пристеночной области охлаждаемого сливного канала плазмы, где $r/R = 0,8..1$, температура в потоке Ar $600 \dots 3000 \text{ К}$ и диффузия атмосферного воздуха в сторону катода проходит в молекулярном состоянии. В горячей зоне, вблизи оси потока, где $r/R = 0 \dots 0,8$, температура газа $3000 \dots 25000 \text{ К}$. При такой температуре происходит полная диссоциация газовых молекул воздуха. В центре потока имеет место также концентрационная диффузия, но только атомов азота, кислорода и углекислого газа.

Входящий в уравнение (6) коэффициент взаимной диффузии записывается в виде

$$D = \frac{(kT)^2 (m_{Ar} + m_g)}{\pi m_{Ar} m_g P (r_{Ar} + r_g)^2 \sqrt{\pi \mu_g + \frac{8RT}{\pi \mu_{Ar}}}}, \quad (7)$$

где для недиссоциированного воздуха: $m_g = 49 \cdot 10^{-27} \text{ кг}$ – средняя масса молекулы воздуха, $r_g = 1,82 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ – средний радиус молекул воздуха, $\mu_g = 0,029 \text{ кг/моль}$ – молярная масса молекулярного воздуха; для диссоциированного воздуха: $m_g = 25 \cdot 10^{-27} \text{ кг}$ – средняя масса атома воздуха, $r_g = 1,2 \cdot 10^{-10} \text{ м}$ – средний радиус атома воздуха, $\mu_g = 0,0145 \text{ кг/моль}$ – молярная масса атомарного воздуха; $m_{Ar} = 67 \cdot 10^{-27} \text{ кг}$ – масса атома Ar, $r_{Ar} = 1,83 \cdot 10^{-10} \text{ кг}$ – радиус атома Ar $\mu_{Ar} = 0,040 \text{ кг/моль}$ – молярная масса Ar; $P = 1,01 \cdot 10^5 \text{ Па}$ – давление в кана-

ле; $k = 1,38 \cdot 10^{-23} \text{ Дж/К}$ – постоянная Больцмана; $R = 8,314 \text{ Дж/(моль} \cdot \text{К)}$ – газовая постоянная; T – температура газа.

Температурные зависимости коэффициента взаимной диффузии для диссоциированного атомарного и молекулярного воздуха при ламинарном течении газа представлены на рис. 2.

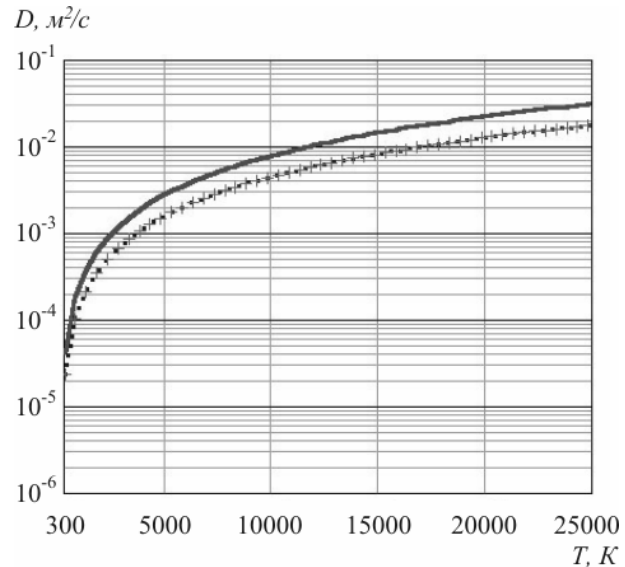


Рис. 2. Зависимость коэффициента взаимной диффузии атомарного и молекулярного воздуха в аргоне от температуры при $P = 10^5 \text{ Па}$:
 — атомарный кислород, ••• молекулярный кислород,
 +++ молекулярный воздух

Как следует из графиков коэффициенты взаимной диффузии для диссоциированного атомарного и молекулярного воздуха отличаются в 1,5 раза в рабочем диапазоне температуры газа $300 \dots 25000 \text{ К}$. Наибольшее изменение D наблюдается в диапазоне температуры $300 \dots 5000 \text{ К}$, т.е. в пристеночной области сливного канала в плазмотроне.

В длинных каналах слива плазмы, длиной более $7 \dots 8 \text{ см}$, и небольших массовых расходах вязкого инертного газа, менее 10^{-3} кг/с , в канале устанавливается ламинарное течение. Распределение скоростей по радиусу в таком потоке описывается формулой Хагеля-Пуазейля

$$V = \frac{2M}{\pi r R^2} \left(1 - \frac{r^2}{R^2}\right), \quad (8)$$

где M – массовый расход инертного газа, R – радиус сливного канала на участке газодинамического затвора, ρ – плотность газа.

В установившемся ламинарном течении в сливном канале продольная скорость не зависит от продольной координаты z , что позволяет принять ее как постоянную \bar{V} в уравнении (5).

Среднее уравнение коэффициента диффузии \bar{D} в том же уравнении (5) находится для каждого значения отношений r/R как среднее арифметическое значений D на расстояниях z от торца газодинамического затвора в направлении к катоду плазмотрона.

Решение уравнения (6) с граничным условием по воздуху $P_0 = 1,01 \cdot 10^5$ Па позволило рассчитать распределение парциального давления атмосферного воздуха в потоке инертного газа Ar в сечениях $z = 0,6 \dots 0,9$ м от торца газодинамического затвора в направлении к катоду плазмотрона.

В пристеночном пограничном слое, где $r = (0,8 \dots 1)R$, расчет проведен для молекулярного воздуха. В ядре дуги, где $r = (0 \dots 0,8)R$ – для осредненных параметров диссоциированного воздуха в атомном состоянии. Распределение парциального давления воздуха в поперечных сечениях сливного канала на участке газодинамического затвора, представленное на рис. 3, указывает на решающую роль продольной концентрационной диффузии воздуха у стенок газодинамического затвора в сливном канале плазмотрона на проникновение натекающего с торца плазмотрона в область катода.

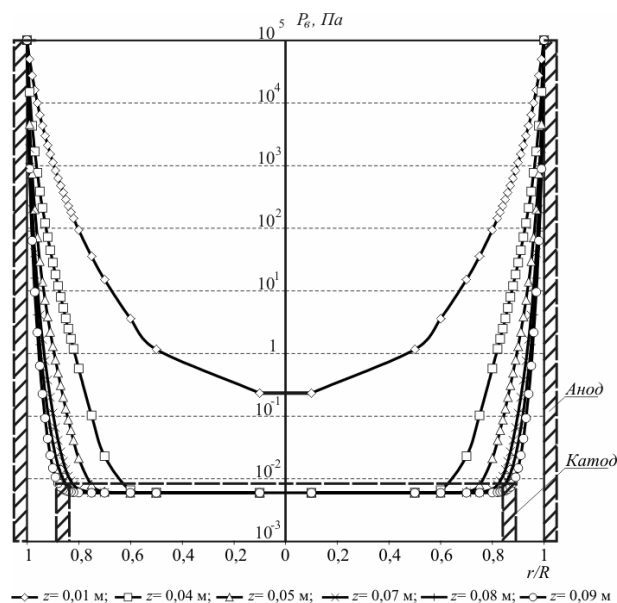


Рис. 3. Распределение парциального давления атмосферного воздуха в разных сечениях канала плазмотрона

Предельно допустимое парциальное давление атмосферного воздуха в область расположения термоэмиссионного катода, установлено в работе [5] и равно $P_{e\text{lim}} = 1 \cdot 10^{-2}$ Па. Учитывая, что по основным компонентам воздуха и парам воды в составе плазмообразующего инертного газа Ar технической очистки парциальное давление равно $P = 0,6 \cdot 10^{-2}$ Па, то допустимая диффузионная добавка не должна превышать $P_{e\text{доб}} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ Па.

Выбор длины канала газодинамического затвора z в плазмотроне с термоэмиссионным катодом определяется из условия, что парциальное давление диффундирующего отравляющего атмосферного воздуха не должно превышать предельного значения $P_{np} = 0,4 \cdot 10^{-2}$ Па на расстоянии z в месте расположения катода в плазмотроне.

Из результатов расчета (рис. 3) следует, что эффективно защищен от отравления лишь центр катода, где скорость встречного потока инертного газа максимальна. Хуже защищены участки катода по периферии при $r/R > 0,8$. Эти участки катода попадают в пристеночный пограничный слой в потоке защитного инертного газа, где скорость течения, согласно уравнения (8), мала. Для усиления защиты катода по периферии длина газодинамического затвора должна быть увеличена до значения $z \geq 0,9$ м.

Заключение

1. Методами математического и компьютерного моделирования уравнений газодинамики исследовано течение плазмообразующего инертного газа аргон в плазмотроне
2. Установлен ламинарный характер течения аргона на участке газодинамического затвора вплоть до расхода аргона $M = 10^{-3}$ кг/с.
3. Изучен вклад продольной взаимной диффузии отравляющих катод атмосферных газов через встречный ламинарный поток плазмообразующего инертного газа аргон в общее парциальное давление атмосферы в области катода.
4. Проведенные расчеты подтверждают, что основной диффузионный поток атмосферы в сторону термоэмиссионного катода формируется у стенок сливного канала плазмотрона на участке газодинамического затвора, где скорость потока аргона $V_{zr} = 0$.

Перечень ссылок

1. Мельник Г. А. Перспективы использования плазменных источников теплоты в агрегатах внепечной обработки стали / Г. А. Мельник, О. С. Забарило, А. А. Ждановский и др. // Проблемы специальной электротехнологии. – 1991. – Вып. 2. – С. 60–66.
2. Жадкевич М. Л. Создание и освоение плазменного ковша-печи / М. Л. Жадкевич, Г. А. Мельник, О. С. Забарило и др. // Проблемы специальной электротехнологии. – 1998. – Вып. 1. – С. 42–49.
3. Плазменная металлургия / Цветков Ю. В., Николаев А. В., Панфилов С. А. и др. – Новосибирск : Наука. Сиб. отд-ние, 1992. – 265 с. – (Низкотемпературная плазма. Т. 8).
4. Кривцов В. С. Проблемы создания высокоресурсных сильноточных электродуговых плазмотронов / В. С. Кривцов, С. И. Планковский // Авиационно-космическая техника и технология. – 2005. – № 7 (23). – С. 7–21.

5. Кривцов В.С. Состав газа в плазмотроне с ламинарным потоком плазмообразующего инертного газа / В. С. Кривцов, С. И. Планковский, Е. В. Цегельник, Е. К. Островский, А. А. Таран, А. В. Лоян // *Авиационно-космическая техника и технология*. – 2005. – № 4 (20). – С. 19–24.
6. Планковский С. И. Методика расчета основных газодинамических параметров потока инертного газа в плазмотроне / С. И. Планковский, Е. В. Цегельник, Е. К. Островский, В. А. Максименко // *Авиационно-космическая техника и технология*. – 2007. – № 7 (43). – С. 94–98.
7. Ваграфтик Н. Б. Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей / Н. Б. Ваграфтик. – М. : Наука, 1972. – 721 с.
8. Выгодский М. Я. Справочник по высшей математикера / М. Я. Выгодский. – М. : Наука, 1977. – 872 с.
9. Жуков М. Ф. Электродуговые нагреватели газа (плазмотроны) / М. Ф. Жуков, В. Я. Смоляков, Б. А. Урюков. – М. : Наука, 1973. – 232 с.

Одержано 01.10.2009

E. V. Tsegelnyk, E. K. Ostrovsky, V. O. Garin

A GAS-DYNAMIC SHUTTER OF ATMOSPHERIC AIR IN LOW TEMPERATURE PLASMA SOURCES - PLASMATRONS

Проведено математичне моделювання процесу молекулярної дифузії атмосферного повітря в зустрічному потоці захисного інертного газу на ділянці газодинамічного затвору в каналі викиду плазми із плазмотрона. Показано, що при масовій витраті інертного газу аргон, аж до 10^{-3} кг/с, течія у каналі залишається ламінарною. Встановлено, що основним джерелом надходження атмосферного повітря в плазмотрон, яке отруєє катод, є його дифузія в зустрічному потоці інертного газу в зливному каналі плазми на ділянці газодинамічного затвору атмосферного повітря. Найбільш інтенсивно молекулярна дифузія повітря відбувається в прикордонному шарі біля стінок зливного каналу плазми, що на своїй початковій ділянці виконує функції газодинамічного затвору.

Ключові слова: низькотемпературна плазма, катод, термоелектронна емісія, дуговий розряд, газовий потік, ламінарна течія, плазмотрон.

The mathematical modeling of atmospheric air's molecular diffusion process in oncoming rare gas stream on the gas-dynamic lock region of the plasmatron is carried out. It is shown, that during the rare gas's argon mass-consumption up to 10^{-3} kg/s, the laminar flow in channel remains. It was determined, that the main source of an atmospheric air's entry in the plasmatron is the air's diffusion in oncoming rare gas stream on the gas-dynamic lock region. The molecular air diffusion takes place with the most intensity in the boundary layer near the walls of the confluent plasma's channel, which is the above mentioned gas-dynamical lock.

Key words: low temperature plasma, cathode, termo-electrical emission, arc digit, gas stream, laminar flow, plasmatron.

УДК 621.793

П. И. Можаяев, канд. техн. наук Е. Я. Швец, д-р техн. наук В. Н. Михайлин,
Л. Л. Веревкин, канд. техн. наук Н. В. Светанько

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭКРАНИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОЦИНКОВЫХ ФАЗ В ДИФфуЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЯХ

Предложен новый метод расчета эффективности экранирования железоцинковых фаз в термодиффузионных цинковых покрытиях от электромагнитного излучения.

Ключевые слова: железоцинковые фазы, диффузия, ферромагнетик, диамагнетик, бинарная система, гомогенность, эвтектоидное превращение.

Анализ достижений

Диффузионное цинковое покрытие, полученное в расплаве цинка, состоит из нескольких железоцинко-

вых фаз и слоя почти чистого цинка. При этом строение покрытия повторяется даже при самой кратковременной выдержке стали в расплаве цинка.

Железо используют для изготовления корпусов, экранов полупроводниковых приборов, работающих при температуре до 500 °С, ферромагнетик.

Zn по магнитным свойствам относится к диамагнетикам, магнитная проницаемость отрицательна и не зависит от напряженности внешнего магнитного поля.

Диамагнетический эффект является проявлением закона электромагнитной индукции на атомном уровне. Численное значение магнитной восприимчивости диамагнетиков составляет (10^{-6} - 10^{-7}). Магнитная проницаемость (μ_{zn}) незначительно отличается от единицы.

Исследование бинарной системы железо-цинк занимались многие исследователи [1]. Представленная на рис. 1 диаграмма состояния системы железо-цинк предложена Рейнором [1].

Из рассмотрения диаграммы видно, что в системе железо-цинк имеются следующие фазы: α , γ , Γ , δ_1 , δ , ζ , η .

Наконец, при высоких концентрациях цинка на диаграмме Fe-Zn находится область η - фазы (почти чистый цинк). Она представляет собой твердый раствор железа в цинке. Максимальная растворимость железа в цинке равна 0,008 % (по массе) [1], но с повышением температуры до 400 °С она возрастает до 0,028 % (по массе).

Фаза η имеет гексагональную плотноупакованную решетку с двумя атомами в элементарной ячейке и достаточно пластична [1]. Микротвердость ее $H_{\mu} \approx 363 \text{ Мн/м}^2$ (37 кГ/мм²).

В области высоких концентраций цинка, т. е. 100–99,9 % (по массе), при 419,4 °С идет эвтектическая кристаллизация жидкости с образованием механической смеси $\zeta + \eta$. Эвтектическая температура всего на 0,05 град ниже температуры затвердевания цинка [1].

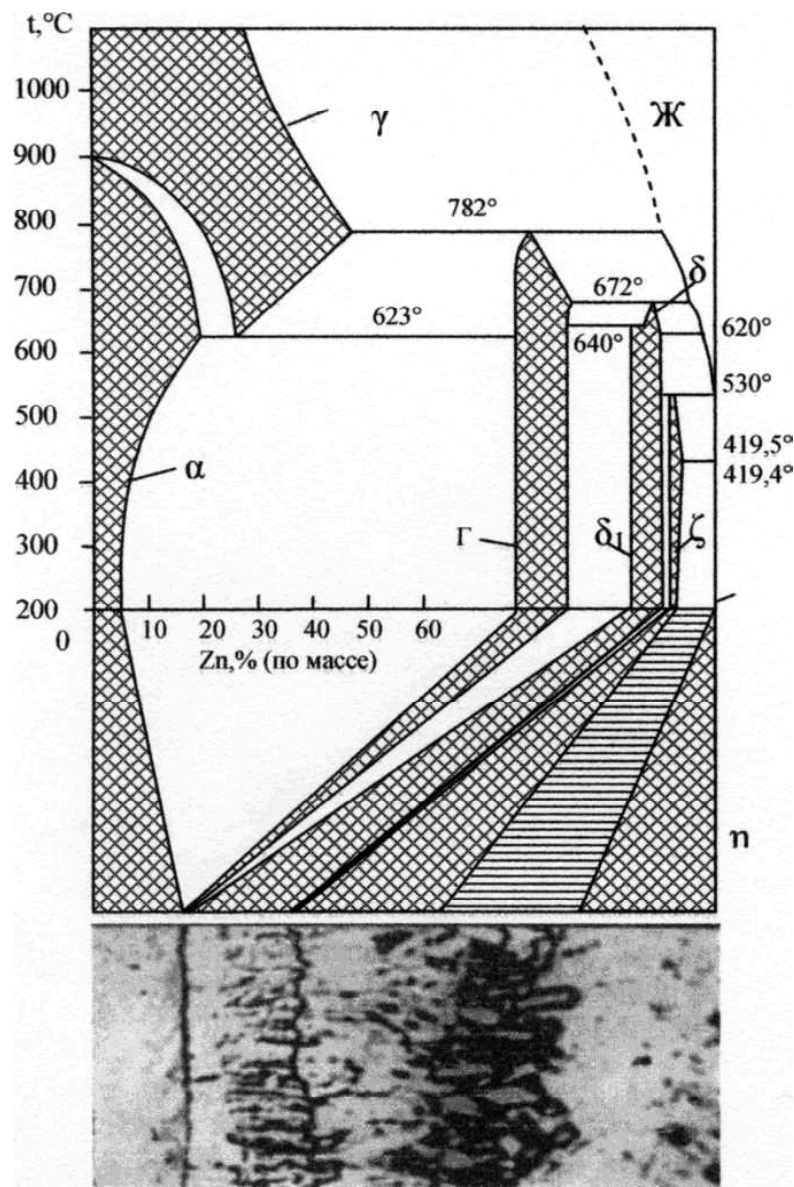


Рис. 1. Диаграмма состояния системы железо-цинк

Основная часть

Расчет эффективности диффузионного экрана

Переходной зоной от основного металла (Fe) к слою покрытия является зона:

α – фаза содержащая 20 % Zn + 80 % Fe;

γ – фаза содержащая 27,5 % Zn + 72,5 % Fe;

Γ – фаза содержащая 72 % Zn + 28 % Fe;

δ_1 – фаза содержащая 90 % Zn + 10 % Fe;

δ – фаза содержащая 92 % Zn + 8 % Fe;

ζ – фаза содержащая 94 % Zn + 6 % Fe;

η – фаза содержащая 99,99 % Zn + 0,01 % Fe;

При добавлении 0,12 % Al, большую часть покрытия составляет почти чистый цинк (η -фаза). Добавление Al в расплав цинка замедляет процесс образования железоцинкового сплава.

Приближенный метод расчета эффективности экрана K можно представить в виде суммы отдельных составляющих

$$K = K_{\text{погл}} + K_{\text{отр}}, \quad (1)$$

где $K_{\text{погл}}$ – эффект экранирования за счет поглощения электромагнитного поля

$$K_{\text{погл}} = 8,7d(\pi f \mu_m)^{0,5} \sigma, \quad (2)$$

где σ – удельная проводимость; d – толщина слоя; f – частота;

для цинка $\mu_{\text{Zn}} = 1$; $\sigma_{\text{Zn}} = 0,06$ для металла $\mu_{\text{Fe}} = 600$; $\sigma_{\text{Fe}} = 0,1$ [2];

$K_{\text{отр}}$ – эффект экранирования за счет отражения электромагнитного поля

$$K_{\text{отр}} = 20 \log Z_m / 4Z_m \quad (3)$$

для металлов

$$Z \approx \left(2\pi \cdot f \cdot \frac{\mu_m}{\sigma} \right)^{0,5}. \quad (4)$$

Коэффициент эффективности экранирования для каждой фазы диффузионных цинковых покрытий в общем виде, можно представить так:

$$K = 8,7d(\pi \cdot f \cdot \mu_m)^{0,5} \cdot \sigma + 20 \log \left(\frac{\mu_m}{\varepsilon_m} \right)^{0,5} / 4 \cdot (2\pi \cdot f \cdot \frac{\mu_m}{\sigma})^{0,5}. \quad (5)$$

Для расчета эффективности экранирования железоцинковых фаз определяем μ и σ для каждой фазы:

для α фазы – $\mu_m = 0,8\mu_{\text{Fe}} + 0,2\mu_{\text{Zn}}$ $\sigma_\alpha = 0,8\sigma_{\text{Fe}} + 0,2\sigma_{\text{Zn}}$;

для γ фазы – $\mu_m = 0,73\mu_{\text{Fe}} + 0,27\mu_{\text{Zn}}$ $\sigma_\gamma = 0,73\sigma_{\text{Fe}} + 0,27\sigma_{\text{Zn}}$;

для Γ фазы – $\mu_m = 0,28\mu_{\text{Fe}} + 0,72\mu_{\text{Zn}}$ $\sigma_\Gamma = 0,28\sigma_{\text{Fe}} + 0,72\sigma_{\text{Zn}}$;

для δ фазы – $\mu_m = 0,1\mu_{\text{Fe}} + 0,9\mu_{\text{Zn}}$ $\sigma_\delta = 0,1\sigma_{\text{Fe}} + 0,9\sigma_{\text{Zn}}$;

для ζ фазы – $\mu_m = 0,06\mu_{\text{Fe}} + 0,94\mu_{\text{Zn}}$ $\sigma_\zeta = 0,06\sigma_{\text{Fe}} + 0,94\sigma_{\text{Zn}}$;

для η фазы – $\mu_m = \mu_{\text{Zn}} = 1$ $\sigma_\eta = \sigma_{\text{Zn}} = 17$.

η – верхний слой (99,9 %) почти чистый цинк. При добавлении 0,12 % алюминия большую часть покрытия составляет почти чистый цинк (η -фаза). Магнитная проницаемость μ_{Zn} незначительно отличается от 1.

Удельная проводимость σ – обратно пропорциональна удельному сопротивлению ρ .

$$\rho_{\text{Zn}} = 0,06 \text{ [3]}, \text{ то } \sigma_{\text{Zn}} = \frac{1}{0,06} = 17 \frac{1}{\text{Ом} \cdot \text{м}};$$

$$\rho_{\text{Fe}} = 0,1 \text{ [3]}, \text{ то } \sigma_{\text{Fe}} = 10 \frac{1}{\text{Ом} \cdot \text{м}};$$

$$\mu_{\text{Zn}} = 1 \quad \mu_{\text{Fe}} = 600.$$

Выводы

Можно определить значения μ_m и σ_m для каждой железоцинковой фазы и подставив их в формулу (5) рассчитать эффективность экранирования для любых заданных термодиффузионных покрытий Zn и других материалов.

Перечень ссылок

1. Проскуркин Е. В. Диффузионные цинковые покрытия / Е. В. Проскуркин, Н. С. Горбунов. – М. : Металлургия, 1972. – 247 с.
2. Можаяев П. И. Использование материалов с термодиффузионными покрытиями для экранирования электромагнитных волн : сб. науч. тр. / П. И. Можаяев. – Запорожье : Запорожск. инж. академия, 2006. – Вып. 13. – С. 144–146.
3. Пасынков В. В. Материалы электронной техники / В. В. Пасынков, В. С. Сорокин ; [изд. 2-е, перераб. и доп.]. – М. : Высшая школа, 1986. – 367 с.

Одержано 13.04.2010

P. I. Mozhaev, E. Ya. Shvets, V. N. Mykhaylin, L. L. Verevkin, N. V. Svetanko

CALCULATION MODEL OF FERROZINC PHASE SCREENING EFFICIENCY IN DIFFUSION ZINC COATINGS

Запропоновано новий метод розрахунку ефективності екранування залізоцинкових фаз у термодифузійних цинкових покриттях від електромагнітного випромінювання.

Ключові слова: залізоцинкові фази, дифузія, ферромагнетик, діаманетик, бінарна система, гомогенність, евтектоїдне перетворення.

The new efficiency calculation method for ferrozinc phase screening from electromagnetic radiation in thermal-diffusion zinc coatings is offered.

Key words: ferrozinc phases, diffusion, ferromagnetic, diamagnetic, binary system, homogeneity, eutectoid transformation.

УДК 531. 36

Д-р физ.-мат. наук С. А. Агафонов¹, канд. физ.-мат. наук И. А. Костюшко²

¹ Государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, г. Москва;

² Национальный университет, г. Запорожье

ДИНАМИКА РОТОРА ПРИ ДЕЙСТВИИ УПРУГОЙ СИЛЫ С ГИСТЕРЕЗИСОМ

В работе исследуется динамика установившегося движения уравновешенного ротора, вращающегося с помощью двигателя неограниченной мощности [1]; при этом упругая сила, действующая на ротор, имеет гистерезисную характеристику [2]. Уравнения движения описываются квазипериодической линейной системой дифференциальных уравнений, для которой применяется процедура редукции с заданной точностью к автономной с последующим анализом последней [3].

Ключевые слова: ротор, упругая сила, уравнения движения, диспация, механическая система.

Постановка задачи и уравнения движения

Уравнения движения ротора с учетом работы двигателя неограниченной мощности и внешней силы сопротивления $\vec{F} = -d\vec{u}$, пропорциональной скорости \vec{u} центра масс C (рис. 1), запишем в виде уравнений, отнесенных к подвижной системе координат OXY

$$\begin{aligned} \dot{x} &= u_x + \Omega_0 y, & \dot{y} &= u_y - \Omega_0 x, \\ \dot{u}_x &= -m^{-1} F_x - \frac{d}{m} u_x + \Omega_0 u_y, \\ \dot{u}_y &= -m^{-1} F_y - \frac{d}{m} u_y + \Omega_0 u_x, \end{aligned} \quad (1)$$

где x, y, u_x, u_y – соответственно координаты и проекции скорости центра масс C ротора; Ω_0 – угловая скорость вращения ротора; F_x, F_y – проекции сил, действующих на ротор.

Определим упругие силы F_x, F_y , используя уравнения одной из гистерезисных петель в параметрической форме [2]. В соответствии с рис. 2

$$x(t) = a \cos^3 t + b_x \sin t, \quad y(t) = b_y \sin t,$$

где $a = 0,2, b_x = 0,6, b_y = 0,8$.

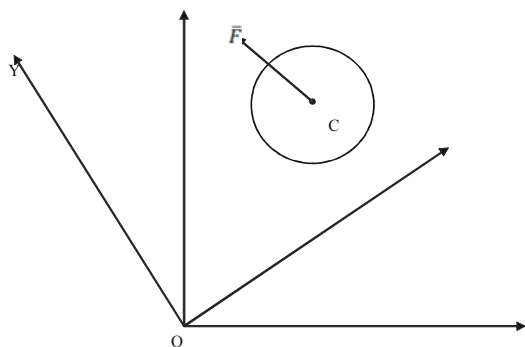


Рис. 1.

Проекции сил, действующих на ротор

$$F_x = -k(a \cos^3 t + b_x \sin t)x, \quad F_y = -k b_y \sin t y,$$

где k – постоянный параметр.

Исключая переменные u_x, u_y , систему (1) приводим к виду

$$\begin{aligned} \ddot{x} + dm^{-1}\dot{x} - \Omega_0^2 x - 2\Omega_0 \dot{y} - dm^{-1}\Omega_0 y + \\ + m^{-1}k(a \cos^3 t + b_x \sin t)x &= 0, \\ \ddot{y} + dm^{-1}\dot{y} - \Omega_0^2 y + 2\Omega_0 \dot{x} + \\ + dm^{-1}\Omega_0 x + m^{-1}k b_y \sin t y &= 0. \end{aligned} \quad (2)$$

2 Преобразование уравнений движения

В системе (2) сделаем замену переменных

$$x = \xi_1 \cos(\Omega_0 t) + \xi_2 \sin(\Omega_0 t),$$

$$y = -\xi_1 \sin(\Omega_0 t) + \xi_2 \cos(\Omega_0 t). \quad (3)$$

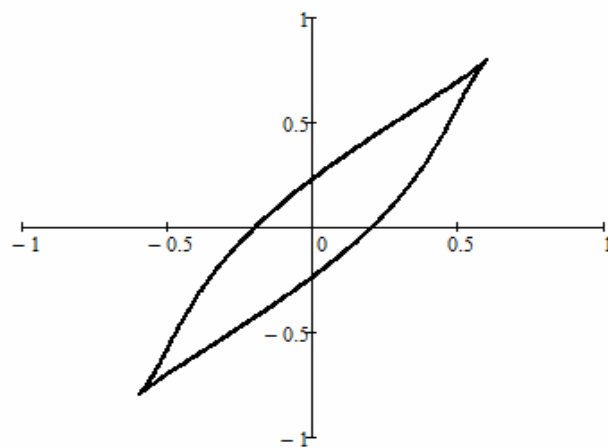


Рис. 2.

В результате система (2) примет вид

$$\begin{aligned} \ddot{\xi}_1 + dm^{-1}\dot{\xi}_1 + m^{-1}k \left[\begin{array}{l} (a \cos^3 t + b_x \sin t) \cos^2(\Omega_0 t) + \\ + b_y \sin t \sin^2(\Omega_0 t) \end{array} \right] \xi_1 + \\ + m^{-1}k \left[\begin{array}{l} \sin(\Omega_0 t) \cos(\Omega_0 t) (a \cos^3 t + \\ + b_x \sin t - b_y \sin t) \end{array} \right] \xi_2 = 0; \\ \ddot{\xi}_2 + dm^{-1}\dot{\xi}_2 + m^{-1}k \left[\begin{array}{l} \sin(\Omega_0 t) \cos(\Omega_0 t) (a \cos^3 t + \\ + b_x \sin t - b_y \sin t) \end{array} \right] \xi_1 + \\ + m^{-1}k \left[\begin{array}{l} \sin^2(\Omega_0 t) (a \cos^3 t + b_x \sin t) + \\ + b_y \sin t \cos^2(\Omega_0 t) \end{array} \right] \xi_2 = 0. \quad (4) \end{aligned}$$

Введем обозначения:

$$\begin{aligned} \ddot{\varphi}_1(t) &= (a \cos^3 t + b_x \sin t) \cos^2(\Omega_0 t) + b_y \sin t \sin^2(\Omega_0 t); \\ \ddot{\varphi}_2(t) &= (a \cos^3 t + b_x \sin t - b_y \sin t) \sin^2(\Omega_0 t); \\ \ddot{\varphi}_3(t) &= (a \cos^3 t + b_x \sin t) \sin^2(\Omega_0 t) + b_y \sin t \cos^2(\Omega_0 t). \end{aligned}$$

Тогда систему (4) запишем в виде:

$$\begin{aligned} \ddot{\xi}_1 + \varepsilon \dot{\xi}_1 + d^{-1}k\varepsilon \ddot{\varphi}_1(t) \xi_1 + \frac{1}{2}d^{-1}k\varepsilon \ddot{\varphi}_2(t) \xi_2 = 0; \\ \ddot{\xi}_2 + \varepsilon \dot{\xi}_2 + d^{-1}k\varepsilon \ddot{\varphi}_2(t) \xi_1 + \frac{1}{2}d^{-1}k\varepsilon \ddot{\varphi}_3(t) \xi_2 = 0, \quad (5) \end{aligned}$$

где $\varepsilon = dm^{-1}$.

Введя вектор $Y = (\xi_1, \xi_2)^T$ и матрицу

$$\ddot{R}(t) = \begin{pmatrix} \ddot{\varphi}_1(t) & \frac{1}{2}\ddot{\varphi}_2(t) \\ \frac{1}{2}\ddot{\varphi}_2(t) & \ddot{\varphi}_3(t) \end{pmatrix}, \text{ система (5) в матричной}$$

форме такова

$$\ddot{Y} + \varepsilon E_2 \dot{Y} + d^{-1}k\varepsilon \ddot{R}(t)Y = 0, \quad (6)$$

где E_2 – единичная матрица второго порядка. Далее

введем векторную переменную $\alpha = (Y, \varepsilon^{-1/2}\dot{Y}) \in R^4$. Система (6) примет вид

$$\dot{\alpha} = \varepsilon^{-1/2}A\alpha, \quad (7)$$

где $A = \begin{pmatrix} O_2 & E_2 \\ -d^{-1}k\ddot{R}(t) & -\varepsilon^{1/2}E_2 \end{pmatrix}$, O_2 – нулевая матрица второго порядка.

3 Редукция с заданной точностью к автономной системе

Сделаем в системе (7) замену переменных

$$\alpha = (E_4 + \varepsilon^{1/2}X_1(t) + \varepsilon X_2(t) + \varepsilon^{3/2}X_3(t))\beta + O(\varepsilon^2), \quad (8)$$

чтобы преобразовать систему (7) к виду

$$\dot{\beta} = (\varepsilon^{1/2}M_1 + \varepsilon M_2 + \varepsilon^{3/2}M_3)\beta + O(\varepsilon^2). \quad (9)$$

В (8) и (9) матрицы $X_i(t), M_i$ ($i=1, 2, 3$) неизвестны, причем матрицы M_i постоянны. Представив матрицу

$$A = A_0 - \varepsilon^{1/2}A_1, \quad \text{где } A_0 = \begin{pmatrix} O_2 & E_2 \\ -d^{-1}k\ddot{R}(t) & O_2 \end{pmatrix},$$

$A_1 = \begin{pmatrix} O_2 & O_2 \\ O_2 & E_2 \end{pmatrix}$, после замены (8) система (7) имеет

вид

$$\begin{aligned} \dot{\beta} &= [(A_0 - \dot{X}_1)\varepsilon^{1/2} + \\ &+ (A_0 X_1 - X_1 A_0 - \dot{X}_2 - A_1 + X_1 \dot{X}_1)\varepsilon + \\ &+ (A_0 X_2 - \dot{X}_3 - A_1 X_1 - X_1 A_0 X_1 + X_1 \dot{X}_2 + X_1 A_1 + \\ &+ (X_1^2 - X_2)(A_0 - \dot{X}_1))\varepsilon^{3/2}] \beta + O(\varepsilon^2). \quad (10) \end{aligned}$$

Приравнивая члены при $\varepsilon^{1/2}, \varepsilon, \varepsilon^{3/2}$ в системах (9) и (10), получим

$$\dot{X}_1 = A_0 - M_1,$$

$$\dot{X}_2 = A_0 X_1 - X_1 A_0 - A_1 + X_1 \dot{X}_1 - M_2,$$

$$\begin{aligned} \dot{X}_3 &= A_0 X_2 - A_1 X_1 - X_1 A_0 X_1 + X_1 \dot{X}_2 + \\ &+ X_1 A_1 + (X_1^2 - X_2)(A_0 - \dot{X}_1) - M_3. \end{aligned}$$

Постоянные матрицы M_1, M_2, M_3 находятся из условия отсутствия секулярных членов в X_1, X_2, X_3 и имеют вид

$$M_1 = \begin{pmatrix} O_2 & E_2 \\ O_2 & O_2 \end{pmatrix}, M_2 = \begin{pmatrix} O_2 & O_2 \\ O_2 & -E_2 \end{pmatrix}, M = \begin{pmatrix} O_2 & O_2 \\ -k^2 m & O_2 \end{pmatrix}_3,$$

$$m = \begin{pmatrix} m_{11} & \frac{1}{2}m_{12} \\ \frac{1}{2}m_{12} & m_{22} \end{pmatrix}. \quad (11)$$

В (11) элементы матрицы m таковы

$$m_{11} = \left\langle \dot{\varphi}_1^2 + \frac{1}{4}\dot{\varphi}_2^2 \right\rangle, m_{12} = \langle \dot{\varphi}_1 \dot{\varphi}_2 + \dot{\varphi}_2 \dot{\varphi}_3 \rangle,$$

$$m_{22} = \left\langle \dot{\varphi}_3^2 + \frac{1}{4}\dot{\varphi}_2^2 \right\rangle,$$

где обозначение $\langle f \rangle$ означает операцию осреднения:

$$\langle f \rangle = \lim_{T \rightarrow \infty} \frac{1}{T} \int_0^T f(t) dt.$$

Матрица m является положительно определенной:

$$m_{11} > 0, m_{11}m_{22} - \frac{1}{4}m_{12}^2 > 0.$$

С учетом (11), запишем систему (9)

$$\dot{\beta} = B\beta + O(\varepsilon^{3/2}), \quad (12)$$

где $B = \begin{pmatrix} O_2 & \varepsilon^{3/2}E_2 \\ -\frac{k^2}{a^2}\varepsilon^{3/2}m & -\varepsilon E_2 \end{pmatrix}$.

Обозначая $\beta = (\xi, \eta)^T$, $\xi, \eta \in R^2$, получим систему (12) после исключения переменной η (с точностью до ε^2 включительно)

$$\ddot{\xi} + \varepsilon E_2 \dot{\xi} + \varepsilon^2 k^2 a^{-2} m \xi = 0. \quad (13)$$

Система (13) представляет линейный осциллятор с диссипацией механической системы с двумя степенями свободы, ее решение – экспоненциально убывающие функции.

Было проведено численное решение системы (5) при различных значениях параметров и различных начальных условиях, построены интегральные кривые. Из них следует качественное совпадение с поведением решений системы (13) (рис. 3–5). Для приведенных рисунков использовались следующие числовые значения: $a = 0,2, b_x = 0,6, b_y = 0,8$. Для рис. 3. $\varepsilon = 0,1, kd^{-1} = 0,1, \Omega_0 = 100$; начальные условия: при $t = 0 \xi_1(0) = 0,1, \dot{\xi}_1(0) = 0, \xi_2(0) = 0,1, \dot{\xi}_2(0) = 0$. Рис. 4 соответствует значениям $\varepsilon = 0,05, kd^{-1} = 0,1, \Omega_0 = 500$; начальные условия: при $t = 0 \xi_1(0) = 0,05, \dot{\xi}_1(0) = 0,05, \xi_2(0) = 0,05, \dot{\xi}_2(0) = 0,05$. $\varepsilon = 0,05, kd^{-1} = 0,1, \Omega_0 = 500$; начальные условия: при $t = 0 \xi_1(0) = 0, \dot{\xi}_1(0) = 0,05, \xi_2(0) = 0, \dot{\xi}_2(0) = 0,05$.

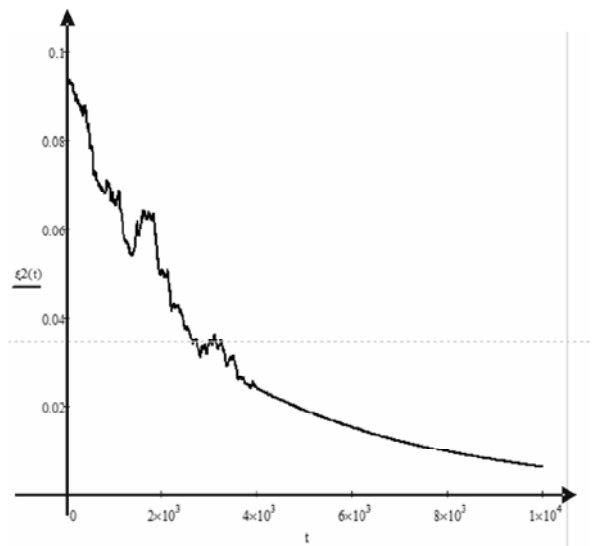
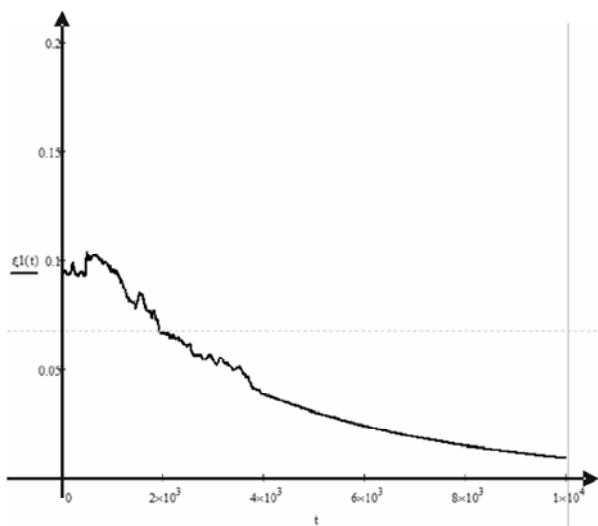


Рис. 3.

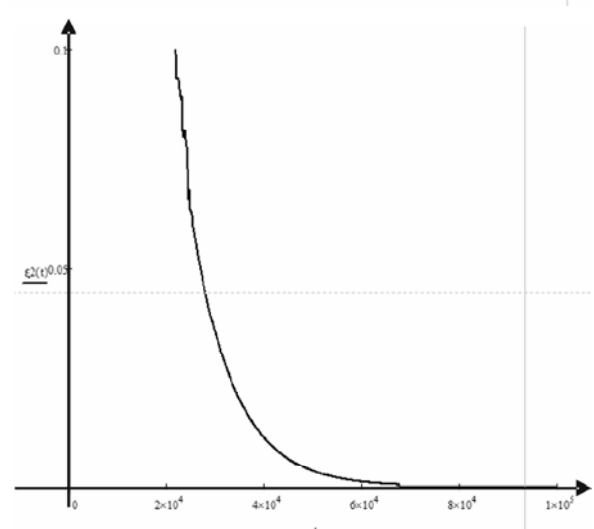
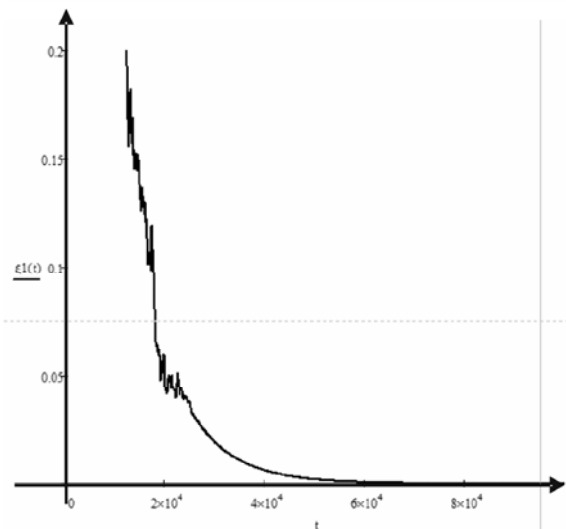


Рис. 4.

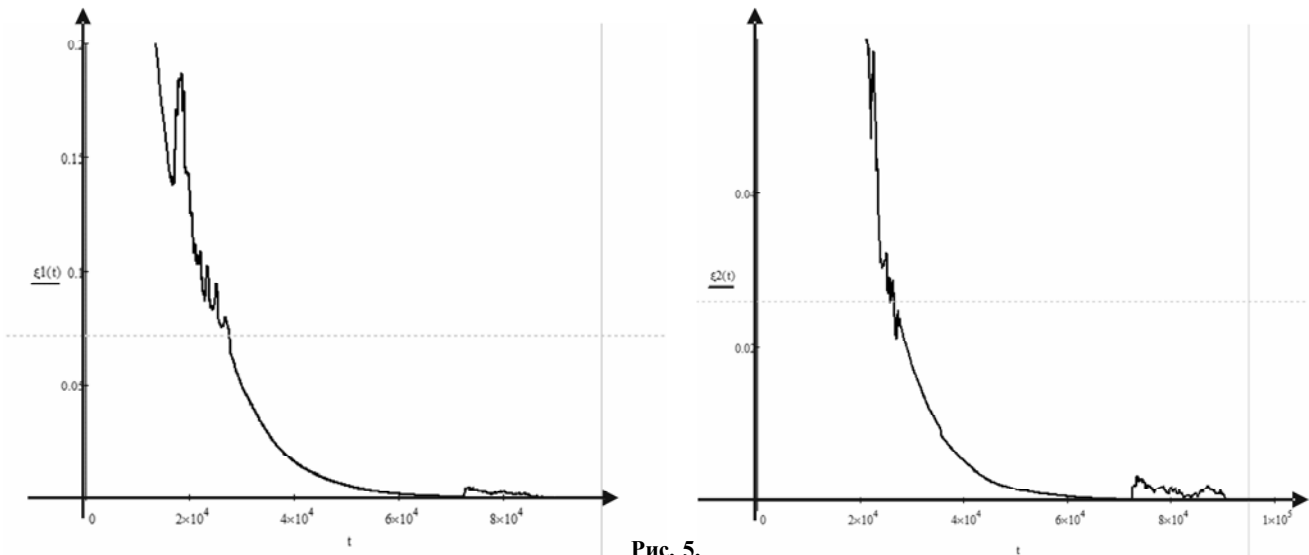


Рис. 5.

Перечень ссылок

1. Агафонов С. А. Об устойчивости установившихся движений вращающегося вала / С. А. Агафонов // Изв. АН СССР. Мех. тв. тела. 1989. – № 6. – С. 61–65.
2. Lapshin R. U. Analytical model for the approximation of hysteresis loop and its application to the scanning tunnel microscope / R. U. Lapshin // Rev. Sci. Instrum. – 1995. – Vol. 66. – № 9. – P. 4718–4730.
3. Агафонов С. А. О стабилизации движения неконсервативных систем посредством параметрического возбуждения / С. А. Агафонов // Изв. РАН. Мех. тв. тела. – 1998. – № 2. – С. 199–202.

Одержано 27.04.2010

S. A. Agafonov, I. A. Kostushko

ROTOR DYNAMICS UNDER ACTION OF ELASTIC FORCE WITH HYSTERESIS

У роботі досліджується динаміка сталого руху врівноваженого ротора, що обертається за допомогою двигуна необмеженої потужності [1]; при цьому пружна сила, яка діє на ротор, має гістерезисну характеристику [2]. Рівняння руху описуються квазіперіодичною лінійною системою диференціальних рівнянь, для якої застосовується процедура редукції із заданою точністю до автономної з подальшим аналізом останньої.

Ключові слова: ротор, пружна сила, рівняння руху, дисипація, механічна система.

The rotor dynamics rotation with unlimited power engine help is researched. The elastic force has hysteresis characteristics during the action. Motion equations are described by quasi periodic linear system differential equations where the reduction technique with given accuracy is applied.

Key words: rotor, elastic force, movement equations, dissipation, mechanical system.

УДК 532.517.6

Канд. техн. наук С. А. Беспалько, А. В. Йовченко, д-р техн. наук С. П. Поляков,
канд. техн. наук Е. Я. Губарь, О. С. Шкаруба

Государственный технологический университет, г. Черкассы

ДИНАМИКА НЕСТАЦИОНАРНОГО ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОСТИ В АКТИВНОЙ ЗОНЕ ГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО ТЕПЛОГЕНЕРАТОРА

Представлены результаты теоретических исследований динамики нестационарного течения жидкости в активной зоне гидродинамического теплогенератора роторного типа. Выполнен численный расчет основных параметров нестационарного потока и проведен анализ полученных результатов.

Ключевые слова: диссипативное нагревание, гидродинамический теплогенератор, активная зона, частота пульсаций, нестационарное течение.

Постановка проблемы

В связи с углубляющейся с каждым годом проблемой энерго- и ресурсосбережения и поиском новых энергетических резервов все больше внимания в мире уделяется вопросам развития альтернативной энергетики и внедрения эффективных технологий в наиболее энергоемкие производства.

Известно, что за счет собственных природных ресурсов наша страна может обеспечить около 20 % своих потребностей в природном газе и 7–8 % в нефти, что ставит государство перед необходимостью импортировать большую часть топливного сырья. По данным Института технической теплофизики НАН Украины ожидаемая экономия энергоресурсов за счет развития современных инновационных технологий составляет в среднем около 20 %, а в ряде отраслей может превысить 70 %. Прежде всего это касается отраслей, в которых на протяжении многих лет эксплуатируются морально устаревшие энергоемкие технологии и оборудование [1, 2].

В последние годы, на фоне частых аварий теплосетей и ухудшения экологической ситуации, большое внимание уделяется также вопросу развития нетрадиционных методов и оборудования автономного теплоснабжения. Так при строительстве новых зданий и сооружений все чаще применяют солнечные коллекторы, ИК-обогреватели, тепловые насосы и гидродинамические теплогенераторы, а также создаваемые на их основе гибридные системы горячего водо- и теплообеспечения [3–5].

На сегодняшний день одним из эффективных методов решения проблемы автономного теплоснабжения является метод диссипативного нагревания жидкости, осуществляемый в гидродинамических теплогенераторах. Данные установки относятся к новым экологически чистым энергосберегающим технологиям, которые дают возможность не только значительно

экономить энергоресурсы, но и эффективно использовать подводимую энергию на нагрев жидкости [6].

Однако, несмотря на их высокую энергетическую эффективность и широкое распространение, этот метод нагрева остается малоизученным, что в свою очередь сдерживает развитие данной технологии. При этом в научной литературе отсутствует количественная оценка термогидродинамических процессов протекающих в активной зоне гидродинамических нагревателей.

Цель работы

Теоретическое исследование динамики нестационарного потока в активной зоне модели роторного гидродинамического теплогенератора. На основе применяемой модели установить влияние перепада давления создаваемого системой ротор-статор, а также частоты пульсаций на амплитуду колебаний.

Рассмотреть механизм возникновения импульсов давления и дальнейшей их трансформации при прохождении через внезапное расширение канала.

Постановка задачи

Как было показано в работе [7] в рабочих зонах теплогенераторов происходит многократное изменение давления рабочей жидкости. Относительно роторных установок данное изменение давления обусловлено периодическим открытием-закрытием технологических каналов статора 1 при вращении ротора 2 (рис. 1, а) [8]. При этом жидкость под действием перепада давлений ΔP поступает из камеры повышенного давления 3 в камеру пониженного давления 4, проходя через технологические каналы и конструктивные зазоры, которые в общем виде можно представить как соединительный канал 5 с установленным в нем переменным сопротивлением 6 (рис. 1, б). В процессе работы установки диафрагма изменяет свой коэффициент живого сечения, выполняя, таким образом, функцию клапана.

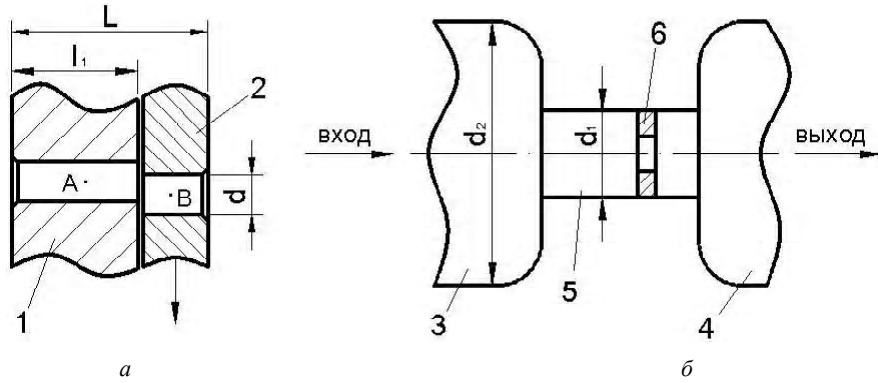


Рис. 1. Схема конструктивных элементов роторного гидродинамического теплогенератора:

a – технологический канал; *б* – эквивалентная гидравлическая схема системы ротор-статор; 1 – статор; 2 – ротор; 3 – камера повышенного давления; 4 – камера пониженного давления; 5 – соединительный канал; 6 – переменное сопротивление; l_1 – длина технологического канала в статорном диске; L – общая длина технологического канала; d – диаметр технологического канала; d_2 – эквивалентный диаметр живого сечения камеры 3; d_1 – эквивалентный диаметр живого сечения соединительного канала 5

Для определения величины создаваемого при этом пульсирующего давления применим модель, предложенную в работе [8]. В основе модели лежит дифференциальное уравнение одномерного нестационарного движения идеальной несжимаемой жидкости, которое для участка длиной L (рис. 1, *a*) имеет вид [8]:

$$\Delta P + (1 - \xi_{II} - \xi_O - \xi_T) \cdot \frac{\rho}{2} \cdot \left(\frac{dx}{dt} \right)^2 + \rho \cdot L \cdot \frac{d^2 x}{dt^2} \cdot k, \quad (1)$$

где ΔP – перепад давления, создаваемый системой ротор-статор; ξ_{II} – коэффициент переменного сопротивления, которое создается периодическим открытием-закрытием технологического канала (рис. 1); ξ_O – коэффициент местного сопротивления на входе и выходе из канала; ξ_T – коэффициент сопротивления трения; ρ – плотность жидкости;

L – длина технологического канала; k – коэффициент перекрытия сечения каналов.

Применение данной модели позволило свести задачу к определению коэффициента переменного сопротивления создаваемого периодическим открытием-закрытием технологического канала (рис. 1).

Значение ξ_{II} зависит от степени перекрытия канала, т.е. от коэффициента живого сечения F , который определяется, как отношение площади просвета F_0 к общей площади сечения соединительного канала F_1 [8–10]. При этом необходимо учесть, что даже в закрытом положении в системе ротор-статор присутствуют объемные потери, отражающие наличие конструктивных зазоров [7], поэтому значение коэффициента F никогда не будет равным нулю. В реальной установке [7] с учетом общей площади зазоров и технологических отверстий коэффициент F изменяется в интервале $[0, 1; 1]$. Для определения зависимости описывающей изменение коэффициента F была выполнена аппроксимация по коэффициентам сопротивления ди-

афрагмы [9]. Таким образом, получили 10 функций, из которых выбрали одну максимально повторяющую исходную зависимость при следующих значениях коэффициентов регрессии $A = 0,071$, $B = 0,031$, $C = 0,014$ и $D = 0,0001$:

$$\xi_{II} = \frac{B - A \cdot \sin^2(k_1 \cdot F)}{C \cdot \sin^2(k_1 \cdot F) + D}, \quad (2)$$

где согласно [8] аргумент $k_1 \cdot F = \pi \cdot t \cdot f$ (где t – время, f – частота изменения переменного сопротивления).

Периодическое изменение давления в канале (рис. 1, *a*) описывается уравнением [8]:

$$P_a = -\rho \cdot l_1 \cdot \frac{d^2 x}{dt^2}, \quad (3)$$

где ρ – плотность жидкости; l_1 – длина технологического канала в статорном диске.

Система уравнений (1)–(3) решалась методом Рунге-Кутты [11] с шагом по времени 10^{-7} с. Расчеты проводились при следующих начальных данных: $d = 3 \cdot 10^{-3}$ м; $L = 15 \cdot 10^{-3}$ м; $Re = 4000$ для различных перепадов давлений $\Delta P = 40, 50, 60$ кПа и частоты пульсаций $f = 200$ Гц. Результаты расчета приведены на рис. 2–4.

Анализ результатов расчета

Результаты расчета показывают, что в технологическом канале (рис. 1, *a*) при вращении ротора происходит периодическое изменение скорости течения жидкости (рис. 2). При этом скорость изменяется от значения v_{\min} , когда отверстия полностью закрыты, до значения v_{\max} , когда отверстия открыты.

Периодическое изменение скорости течения жидкости обуславливает изменение ускорения, которое через силы инерции передается в виде импульсов динамического давления (положительных и отрицатель-

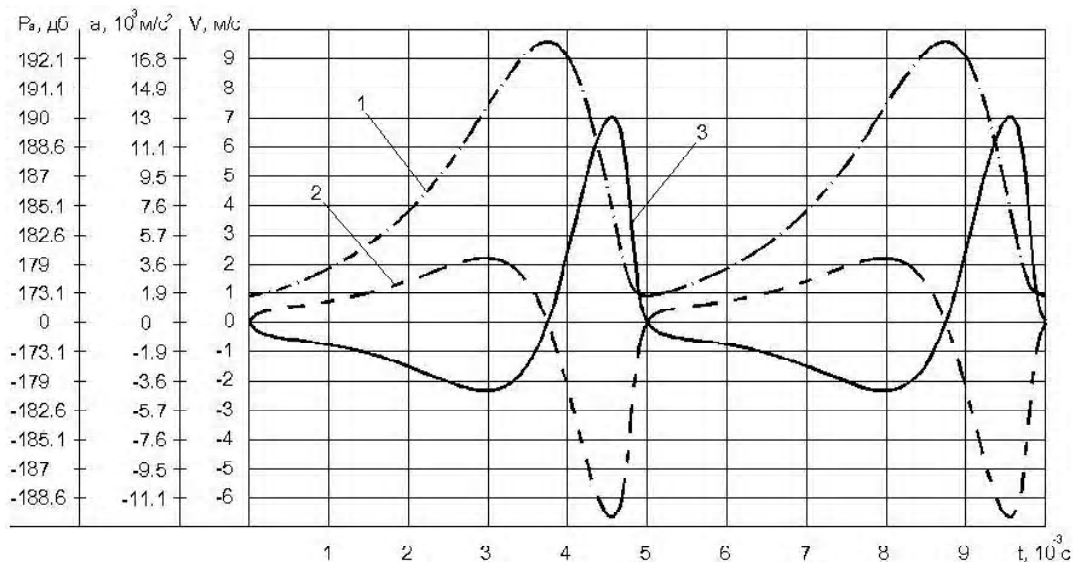


Рис. 2. Графические зависимости скорости течения жидкости, ускорения и динамического давления от времени рассчитанные для точки *A* (рис. 1, *a*) при $\Delta P = 40$ кПа и $f = 200$ Гц:

1 – кривая изменения скорости; 2 – кривая изменения ускорения; 3 – кривая изменения давления

ных) в общий поток канала статора (рис. 1, *a*) с частотой f . Как видно из рис. 3 уровень пульсаций давления существенно зависит от величины прикладываемой разности давлений на вход и выход из канала. Так увеличение перепада давлений с 40 до 60 кПа увеличивает амплитуду динамического давления на 60 %.

Таким образом, в представленной на (рис. 1, *a*) активной зоне теплогенератора при вращении ротора возникают мощные импульсы давления. Однако их значения, полученные расчетным путем, характерны лишь для технологического канала, т.к. в камеру 3 (рис. 1, *b*) передается лишь малая часть импульса. При

этом амплитуда импульсов проходящих в широкую часть канала через сечение внезапного расширения тем

меньше, чем выше отношение $\frac{d_2}{d_1}$ (где d_1 – эквивалентный диаметр живого сечения соединительного канала 5; d_2 – эквивалентный диаметр живого сечения камеры 3 (рис. 1, *b*)). Согласно работы [12] передача импульса давления через препятствие типа внезапного расширения хорошо описывается соотношением, приведенным в работе [13] применительно к прохождению звуковых волн малой амплитуды через аналогичные препятствия:

$$\frac{a_2}{a_1} = \frac{2 \cdot d_1^2}{d_1^2 + d_2^2}, \quad (4)$$

где параметры a_1, a_2 обозначают амплитуды гармонического колебания давления звуковой волны на участках канала с диаметрами соответственно d_1 и d_2 .

Производя вычисления по формуле (4) для экспериментальной установки [7] получим, что при отношении эквивалентных диаметров живых сечений

$\frac{d_2}{d_1} = 5$ амплитуда давления при переходе из узкого

канала в широкую часть уменьшается в 14 раз. Исходя из этого, можно сделать вывод, что именно при прохождении потока через активный элемент будет наблюдаться максимальное воздействие на рабочую среду и, следовательно, изменение ее температуры. Данное утверждение согласуется с работой [14], в которой указывается, что при прохождении жидкости по каналу системы ротор-статор из точки *A* в точку *B*

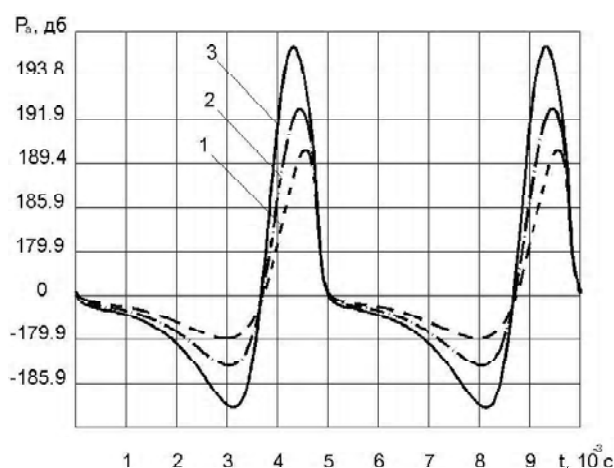


Рис. 3. Графические зависимости динамического давления от времени рассчитанные для точки *A* (рис. 1, *a*) при $\Delta P = 40, 50, 60$ кПа:

1 – $\Delta P=40$ кПа; 2 – $\Delta P = 50$ кПа; 3 – $\Delta P = 60$ кПа

(рис. 1, а) наблюдается существенное повышение ее температуры.

Следует отметить, что значения динамического давления, которое появляется при вращении ротора, существенно зависят от частоты перекрытия сечения канала. Для определения данной зависимости была построена амплитудно-частотная характеристика процесса (рис. 4).

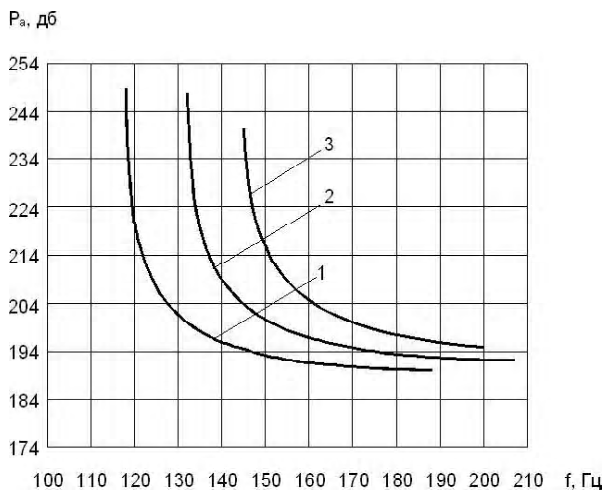


Рис. 4. Амплитудно-частотная характеристика пульсаций давления рассчитанная для диапазона частот соответствующих максимальным значениям амплитуд динамического давления:

1 – $\Delta P = 40$ кПа; 2 – $\Delta P = 50$ кПа; 3 – $\Delta P = 60$ кПа

Из графиков видно, что амплитуда давления нелинейно зависит от частоты пульсаций. Данная нелинейность характерна только для диапазона низких частот $f < 200$ Гц. На более высоких частотах, согласно расчетов, зависимость давления от частоты носит квазилинейный характер. Такое поведение гидравлической системы можно объяснить следующим образом: при вращении ротора с маленькой круговой скоростью частота изменения давления в камере мала и циклические режимы повышения-понижения давления от P_{\min} до P_{\max} «успевают» за частотой вращения ротора. На большой круговой скорости вращения амплитуда пульсаций, вследствие инерционности жидкости, не успевает изменяться и в системе устанавливается постоянное значение амплитуды, которое мало зависит от частоты.

Выводы

1. В данной статье приведены результаты численного расчета динамики жидкости в активной зоне роторного гидродинамического теплогенератора.

2. Определено влияние перепада давления, создаваемого системой ротор-статор и частоты пульсаций на амплитуду создаваемых возмущений.

3. Рассмотрен механизм возникновения импульсов давления и дальнейшей их трансформации при прохождении через внезапное расширение канала.

Перечень ссылок

1. Долинский А. А., Иваницкий Г. К. Принципы разработки новых энергоресурсосберегающих технологий и оборудования на основе методов дискретно-импульсного ввода энергии / А. А. Долинский, Г. К. Иваницкий // Пром. теплотехника. – 1997. – Т. 19. – № 4. – С. 13–25.
2. Долинский А. А. Использование принципа дискретно-импульсного ввода энергии для создания эффективных энергосберегающих технологий / А. А. Долинский // ИФЖ. – 1996. – Т. 69. – № 6. – С. 885–896.
3. Попель О. С. Тепловые насосы – эффективный путь энергосбережения // Энергия, экономика, техника, экология. – 1999. – № 12. – С. 22–24.
4. Арабаджев А. М. Почему электроотопление путь к энергосбережению / А. М. Арабаджев // Энергосбережение. – 2004. – № 5. – С. 6–8.
5. Екологічно безпечні енергозберігаючі технології децентралізованого виробництва енергії / [О. О. Мыслюк, Е. В. Мыслюк, Г. С. Столяренко, В. О. Костыгин] // Вісник ЧДТУ. – 2003. – № 4. – С. 133–138.
6. Беспалько С. А. Теоретическое моделирование теплогенераторов / С. А. Беспалько // Вісник ЧДТУ. – 2004. – № 3. – С. 178–184.
7. Беспалько С. А. Моделирование алгоритма создания оптимальных конструкций теплогенераторов / С. А. Беспалько // Вісник ЧДТУ. – 2005. – № 1. – С. 99–104.
8. Экспериментально-аналитическая модель динамики жидкости в роторно-пульсационном аппарате / Б. И. Басок, Б. В. Давыденко, Ю. С. Кравченко, И. А. Пироженов // Доповіді НАНУ. – 2003. – № 10. – С. 90–96.
9. Идельчик И. Е. Справочник по гидравлическим сопротивлениям / И. Е. Идельчик. – М.-Л. : Госэнергоиздат, 1960. – 462 с.
10. Картвелишвили Н. А. Нетрадиционные задачи гидравлики / Н. А. Картвелишвили. – М. : Энергоатомиздат, 1985. – 168 с.
11. Демидович Б. П. Численные методы анализа, приближение функций, дифференциальные и интегральные уравнения / Б. П. Демидович, И. А. Марон, Э. З. Шувалова. – М.: Наука, 1967. – 368 с.
12. Иваницкий Г. К. Распространение импульса давления в жидкости в трубах переменного сечения / Г. К. Иваницкий // Пром. теплотехника. – 1998. – Т. 20. – № 6. – С. 27–32.
13. Ландау Л. Д. Гидродинамика / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц – М. : Наука, 1986. – 733 с.
14. Долинский А. А., Басок Б. И. Роторно-импульсный аппарат. 1. Импульсные эффекты локального адиабатического вскипания и кавитации жидкости / А. А. Долинский, Б. И. Басок // Пром. теплотехника. – 1998. – Т. 20. – № 6. – С. 7–10.

Одержано 27.04.2010

S. A. Bepalko, A. V. Yovchenko, S. P. Polyakov, E. Y. Gubar, O. S. Shkaruba
**LIQUID UNSTATIONARY FLOW DYNAMICS IN HYDRODYNAMIC THERMAL
 GENERATOR ACTIVE ZONE**

Подано результати теоретичних досліджень динаміки нестационарної течії рідини в активній зоні гідродинамічного теплогенератора роторного типу. Виконано чисельний розрахунок основних параметрів нестационарного потоку та проведено аналіз отриманих результатів.

Ключові слова: дисипативне нагрівання, гідродинамічний теплогенератор, активна зона, частота пульсацій, нестационарний потік.

Theoretical research results of the liquid unstationary flow dynamics in rotor hydrodynamic thermal generator active zone were presented. The numerical calculation of unstationary flow basic parameters is applied as well as results analysis.

Key words: dissipation heating, the hydrodynamic thermal generator, active zone, pulsations frequency, unstationary flow.

УДК 517.521.2:539.37

И. И. Сабо, д-р техн. наук В. А. Толок

Национальный технический университет, г. Запорожье

**СХОДИМОСТЬ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О ШТАМПЕ МЕТОДОМ
 НАЧАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ**

Рассматриваются необходимые и достаточные условия сходимости решения задачи о штампе методом начальных функций. Рассмотрена сходимость каждой функции в отдельности и на основании полученных результатов сделан вывод относительно условий и характера сходимости решения в целом.

Ключевые слова: необходимые условия сходимости, достаточные условия сходимости, штамп, метод начальных функций, сходимость решения.

Введение

Рассмотрим задачу о штампе (рис. 1).

В прямоугольную плиту по граничной плоскости $y = h$ вдавливается плоский штамп. Будем считать, что нормальные перемещения плиты под штампом являются известной функцией от x , а на другой границе

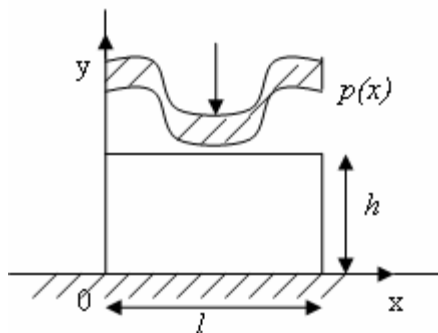


Рис. 1. Вдавливание штампа в прямоугольную плиту

плиты, при $y = 0$, равны нулю. Кроме того, будем считать, что на краях плиты $y = 0$ и $y = h$ отсутствуют касательные напряжения X . Данная задача имеет следующие граничные условия [1]:

$$\begin{aligned} v(0, y) = v(l, y) = 0, \sigma_y(0, y) = \\ = \sigma_y(l, y) = 0, \sigma_x(0, y) = \sigma_x(l, y) = 0, \\ v(x, h) = V_h = \sum_{n=1}^{\infty} \delta_n \sin\left(\frac{\pi n x}{l}\right), v(x, 0) = V_0 = \\ = 0, \tau_{xy}(x, h) = X_h = 0, \tau_{xy}(x, 0) = X_0 = 0. \end{aligned}$$

Решение данной задачи методом начальных функций было приведено В. З. Власовым в виде бесконечных рядов. Цель данной статьи – определить условия и характер сходимости решения.

Перемещения и напряжения плиты определяются в следующем виде [1]:

$$U = -\sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n \cos(\beta_n \xi)}{2\Delta_n} (((1-2\nu)sh(\beta_n) - \beta_n ch(\beta_n))ch(\beta_n \eta) + \beta_n sh(\beta_n) \eta sh(\beta_n \eta));$$

$$V = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n \sin(\beta_n \xi)}{2\Delta_n} ((2(1-\nu)sh(\beta_n) + \beta_n ch(\beta_n))sh(\beta_n \eta) - \beta_n sh(\beta_n) \eta ch(\beta_n \eta));$$

$$Y = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n \beta_n \sin(\beta_n \xi)}{h\Delta_n} ((sh(\beta_n) + \beta_n ch(\beta_n))ch(\beta_n \eta) - \beta_n sh(\beta_n) \eta sh(\beta_n \eta));$$

$$X = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n \beta_n^2 \cos(\beta_n \xi)}{h\Delta_n} (ch(\beta_n)sh(\beta_n \eta) - sh(\beta_n) \eta sh(\beta_n \eta));$$

$$\sigma_x = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n \beta_n \sin(\beta_n \xi)}{h\Delta_n} ((sh(\beta_n) - \beta_n ch(\beta_n))ch(\beta_n \eta) + \beta_n sh(\beta_n) \eta sh(\beta_n \eta)),$$

где $\eta = \frac{y}{h}$, $\xi = \frac{x}{h}$, $\Delta_n = (1-\nu)sh^2(\beta_n)$, $\beta_n = \frac{n\pi h}{l}$.

Функция δ_n зависит от выбора граничных условий, то есть от выбора функции $V(x)$ при $y = h$ [1]:

$$V(x, h) = \sum_{n=1}^{\infty} \delta_n \sin(\alpha_n x),$$

где $\delta_n = \frac{2}{l} \int_0^l V(x, h) \sin(\alpha_n x) dx$, $\alpha_n = \frac{\pi n}{l}$.

Материалы и методика исследований

Проверим выполнение необходимого признака сходимости ряда для функции U :

$$U = -\sum_{n=1}^{\infty} \frac{\delta_n \cos(\beta_n \xi)}{2(1-\nu)sh^2(\beta_n)} (((1-2\nu)sh(\beta_n) - \beta_n ch(\beta_n))ch(\beta_n \eta) + \beta_n sh(\beta_n) \eta sh(\beta_n \eta)),$$

Для сходимости ряда необходимо выполнение следующего равенства:

$$\lim_{n \rightarrow \infty} U_n = 0. \quad (1)$$

Вычислим значение этого предела:

$$\lim_{n \rightarrow \infty} U_n = \lim_{n \rightarrow \infty} \frac{-\delta_n \cos(\beta_n \xi)}{2(1-\nu)sh^2(\beta_n)} (((1-2\nu)sh(\beta_n) - \beta_n ch(\beta_n))ch(\beta_n \eta) + \beta_n sh(\beta_n) \eta sh(\beta_n \eta)). \quad (2)$$

Так как $-\frac{\cos(\beta_n \xi)}{2(1-\nu)}$ является ограниченной функцией принимающей определенное количество различных значений и, следовательно, не влияет на результат сходимости, то (2) примет следующий вид:

$$\begin{aligned} \lim_{n \rightarrow \infty} U_n &= \lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n \lim_{n \rightarrow \infty} ((1-2\nu) \frac{ch(\beta_n \eta)}{sh(\beta_n)} - \\ &- \beta_n cth(\beta_n) \frac{ch(\beta_n \eta)}{sh(\beta_n)} + \beta_n \eta \frac{sh(\beta_n \eta)}{sh(\beta_n)}); \\ \lim_{n \rightarrow \infty} U_n &= \lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n \lim_{n \rightarrow \infty} ((1-2\nu)e^{\beta_n(\eta-1)} - \\ &- (1-\eta)\beta_n e^{\beta_n(\eta-1)}). \end{aligned} \quad (3)$$

Тригонометрические функции, такие как \cos и \sin , могут сделать ряд знакопеременным, что лишь ослабит условия сходимости.

Так как $\eta \leq 1$ перепишем (3) в следующем виде:

$$\begin{aligned} \lim_{n \rightarrow \infty} U_n &= \lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n \lim_{n \rightarrow \infty} ((1-2\nu) \lim_{n \rightarrow \infty} \frac{1}{e^{\beta_n(1-\eta)}} - \\ &- (1-\eta) \lim_{n \rightarrow \infty} \frac{\beta_n}{e^{\beta_n(1-\eta)}}). \end{aligned} \quad (4)$$

Вычислим значение этого предела при $\eta \neq 1$, то есть не на границе плиты. Применим к последнему пределу в выражении (4) правило Лопитала

$$\lim_{n \rightarrow \infty} U_n = -2\nu \lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n \lim_{n \rightarrow \infty} \frac{1}{e^{\beta_n(1-\eta)}}. \quad (5)$$

Так как $\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{1}{e^{\beta_n(1-\eta)}} = 0$ при $\eta < 1$, то для выполнения необходимого условия сходимости (1) необходимо чтобы при $\eta < 1$ предел $\lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n = 0$ или

$\lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n = \text{const}$ или, если ряд δ_n расходится, чтобы скорость расхождения ряда δ_n была ниже скорости

сходимости ряда $\frac{1}{e^{\beta_n(1-\eta)}}$, то есть чтобы

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n \lim_{n \rightarrow \infty} \frac{1}{e^{\beta_n(1-\eta)}} = 0. \quad (6)$$

Таким образом, можно сделать вывод, что решение для функции U вблизи основания плиты (при $\eta \approx 0$) сходится гораздо лучше, чем вблизи границы плиты (при $\eta \approx 1$).

Вычислим значение предела (4) при $\eta = 1$ (то есть на границе плиты)

$$\lim_{n \rightarrow \infty} U_n = (1-2\nu) \lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n. \quad (7)$$

Отсюда следует, что для выполнения необходимого условия сходимости (1) на границе плиты необходимо выполнение следующего неравенства:

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n = 0.$$

Проверим выполнение достаточного признака Даламбера для функции U . Для сходимости ряда достаточно выполнения такого неравенства:

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{U_{n+1}}{U_n} < 1. \quad (8)$$

Вычислим значение этого предела

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{U_{n+1}}{U_n} = \frac{\lim_{n \rightarrow \infty} U_{n+1}}{\lim_{n \rightarrow \infty} U_n}. \quad (9)$$

Вычислим значение предела (9) при $\eta \neq 1$. Учитывая (5), можем переписать выражение (9) в следующем виде:

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{U_{n+1}}{U_n} = \frac{1}{e^{\frac{\pi h(1-\eta)}{l}}} \lim_{n \rightarrow \infty} \frac{\delta_{n+1}}{\delta_n}. \quad (10)$$

Подставим выражение (10) в неравенство (8)

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{\delta_{n+1}}{\delta_n} < e^{\frac{\pi h(1-\eta)}{l}}. \quad (11)$$

Таким образом, для сходимости решения при $\eta \neq 1$ достаточно выполнения неравенства (11). Если для ряда δ_n выполняется достаточный признак Даламбера, то тем более выполняется неравенство (11), так как значение $e^{\frac{\pi h(1-\eta)}{l}} > 1$ при $\eta < 1$. Из неравенства (11) также следует, что чем меньше значение η – тем лучше сходится решение для функции U .

Вычислим значение предела (9) при $\eta = 1$. Учитывая (7), можем переписать выражение (9) в следующем виде:

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{U_{n+1}}{U_n} = \frac{\lim_{n \rightarrow \infty} \delta_{n+1}}{\lim_{n \rightarrow \infty} \delta_n}. \quad (12)$$

Подставим выражение (12) в неравенство (8)

$$\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{\delta_{n+1}}{\delta_n} < 1. \quad (13)$$

Таким образом, для сходимости решения при $\eta = 1$ достаточно выполнения неравенства (13).

Рассмотрим сходимость решения при знакопеременном ряде δ_n . Так как ряд δ_n является знакопеременным рядом, то мы используем достаточный признак Лейбница

$$U_n > U_{n+1}. \quad (14)$$

Произвольное изменение конечного числа членов ряда не может нарушить факта сходимости или расхождения. Следовательно, если ряд $\sum_{n=1}^{\infty} U_n$ сходится

начиная с некоторого номера k , то есть сходится ряд

$\sum_{n=k}^{\infty} U_n$, то ряд $\sum_{n=1}^{\infty} U_n$ также сходится. Предположим

что k очень велико, тогда при очень больших значениях n мы можем воспользоваться равенством (5) в случае $\eta \neq 1$ и записать следующее выражение:

$$U_n \approx -2v\delta_n \frac{1}{e^{\beta_n(1-\eta)}}. \quad (15)$$

Подставим (15) в (14)

$$\delta_n > \delta_{n+1} \frac{1}{e^{\frac{\pi h}{l}(1-\eta)}}. \quad (16)$$

Из неравенства (16) также как и из неравенства (11) следует, что чем меньше значение η – тем лучше сходится решение для функции U . Если для ряда δ_n выполняется достаточный признак Лейбница, то тем более выполняется неравенство (16), так как значение $e^{\frac{\pi h}{l}(1-\eta)} > 1$ при $\eta < 1$.

В случае $\eta = 1$ при очень больших значениях n мы можем воспользоваться равенством (7) и записать следующее выражение:

$$U_n \approx (1-2v)\delta_n. \quad (17)$$

Подставим (17) в (14)

$$\delta_n > \delta_{n+1}. \quad (18)$$

Таким образом, для сходимости решения при $\eta = 1$ для знакопеременного ряда достаточно выполнения неравенства (18).

Далее для всех остальных функций при $\eta \neq 1$ мы получим те же необходимые и достаточные условия, что и для функции U – это условия (6), (11) и (16).

Для V при $\eta = 1$ получим те же необходимые и достаточные условия, что и для U .

Для Y и σ_x при $\eta=1$ получим следующие условия: необходимый признак – $\lim_{n \rightarrow \infty} (\delta_n \beta_n) = 0$; доста-

точный признак – $\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{\delta_{n+1} \beta_{n+1}}{\delta_n \beta_n} < 1$; достаточный

признак знакопеременного ряда – $\delta_n \beta_n > \delta_{n+1} \beta_{n+1}$.

Для X при $|\delta_n|$ получим следующие условия: необходимый признак – выполняется всегда; достаточ-

ный признак – $\lim_{n \rightarrow \infty} \frac{\delta_{n+1} \beta_{n+1}^2}{\delta_n \beta_n^2} < e^{\frac{2\pi h}{l}}$; достаточный

признак знакопеременного ряда – $(e^{2\beta_{n+1}} - 1)\delta_n \beta_n^2 > (e^{2\beta_n} - 1)\delta_{n+1} \beta_{n+1}^2$.

Рассмотрим пример, где выбраны следующие зна-

чения постоянных: $\delta_n = -\frac{(-1)^{n+1} + 1}{\pi n}$, $h = 4$ м,

$l = 8$ м, $\nu = \frac{1}{3}$ [2].

Возьмем точку на границе, точку вблизи границы и точку вблизи основания для функций U (рис. 2) и Y (рис. 3) [3].

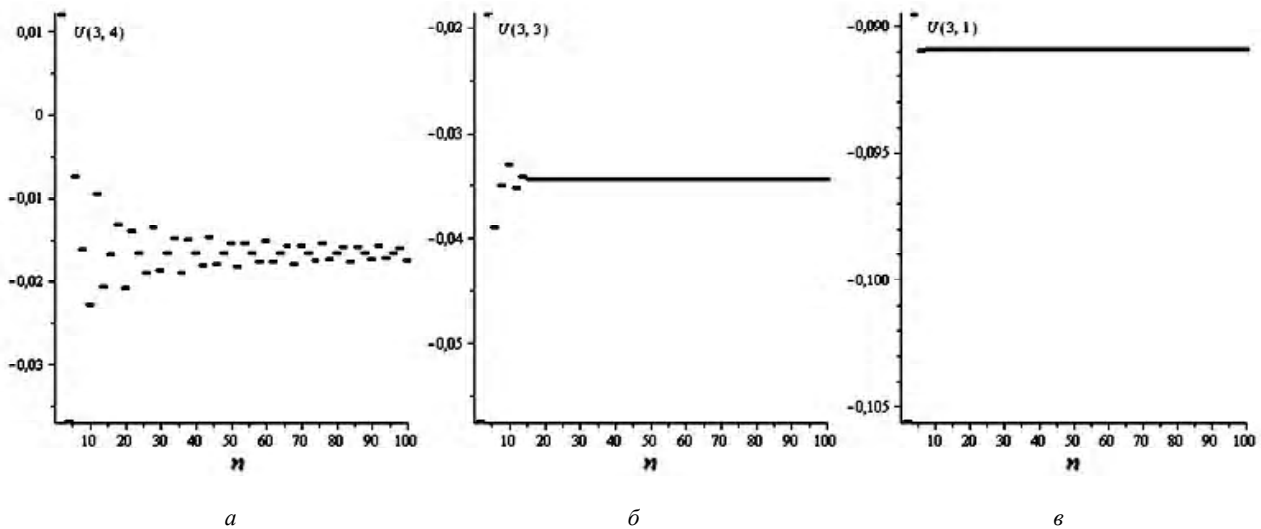


Рис. 2. Зависимость значения функции U от количества членов ряда n :

a – в точке (3, 4); b – в точке (3,3); c – в точке (3,1)

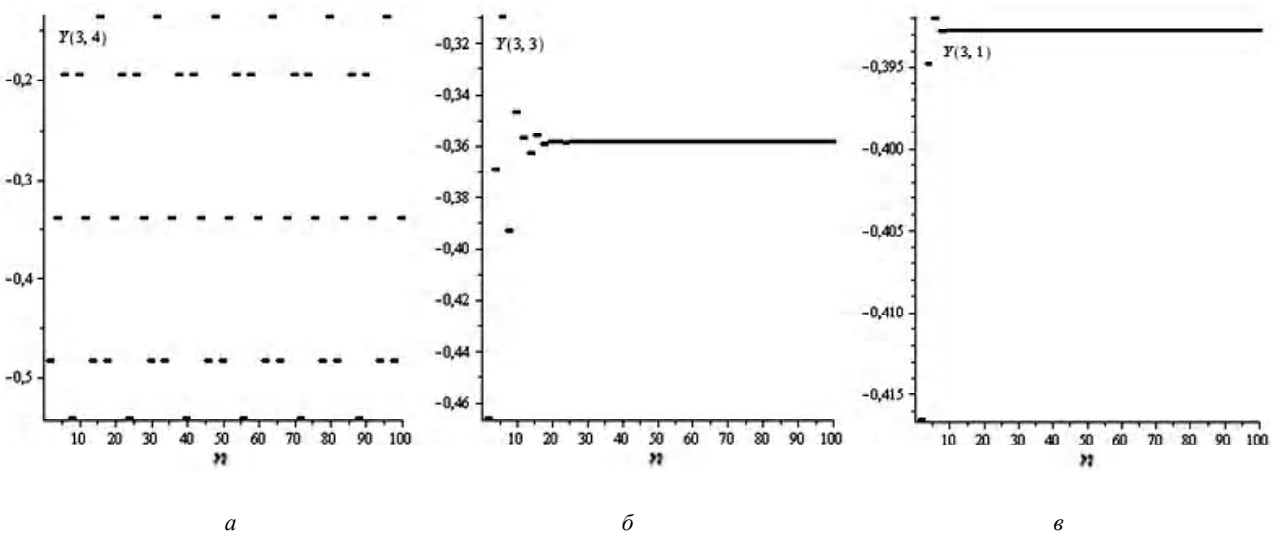


Рис. 3. Зависимость значения функции Y от количества членов ряда n :

a – в точке (3,4); b – в точке (3,3); c – в точке (3,1)

Этот пример наглядно показывает, что вблизи основания плиты решения сходится лучше.

Теория и анализ полученных результатов

В итоге, не на границе плиты (при $\eta \neq 1$) для сходимости решения в целом необходимо выполнение равенства (6) и, для знакопостоянного ряда δ_n – неравенства (11), для знакопеременного ряда δ_n , где ряд δ_n предварительно заменяется рядом из модулей $|\delta_n|$, – неравенства (11) для абсолютной сходимости или неравенства (16) для условной сходимости.

В целом, можно сделать вывод, что чем ближе к основанию плиты (чем меньше значение η) – тем лучше сходится решение для всех функций. На границе плиты (при $\eta = 1$) следует рассматривать сходимость каждой функции в отдельности.

Выводы

В данной статье получены необходимые и достаточные условия сходимости решения задачи о штампе методом начальных функций. Также было установлено, что решение вблизи основания плиты сходится гораздо лучше, чем на границе плиты. Это наглядно показано на примере в виде графиков зависимости значения функции в точке от количества членов ряда.

Перечень ссылок

1. Власов В. З. Балки, плиты и оболочки на упругом основании / В. З. Власов, Н. Н. Леонтьев. – М. : Физматгиз, 1960. – 491 с.
2. Овский А. Г. Моделирование схемы решения трехмерной задачи теории упругости в системе Maple / Овский А. Г., Толоч В. А. // Гидроакустичний журнал. – 2006. – № 3. – С. 88–97.
3. Аладьев В. З. Системы компьютерной алгебры : Maple : Искусство программирования / Аладьев В. З. – М. : Лаборатория базовых знаний, 2006. – 792 с.

Одержано 13.04.2010

I. I. Sabo, V. O. Tolok

STAMP TASK SOLUTION CONVERGENCE USING THE INITIAL FUNCTIONS METHOD

Розглядаються необхідні й достатні умови збіжності розв'язку задачі про штамп методом початкових функцій. Розглянуто збіжність кожної функції окремо й на підставі отриманих результатів зроблений висновок щодо умов і характеру збіжності розв'язку в цілому.

Ключові слова: необхідні умови збіжності, достатні умови збіжності, штамп, метод початкових функцій, збіжність розв'язку.

The necessary and sufficient convergence conditions of stamp problem initial functions solution are considered. The convergence of each function was researched separately and on the results basis the conclusions concerning conditions and nature of solutions convergence in general, are drawn.

Key words: convergence necessary conditions, convergence sufficient conditions, stamp, initial functions solution, solution convergence.

УДК 539.3

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ВОЛНЫ В СТЕРЖНЕ С ПОМОЩЬЮ УТОЧНЕННЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ УРАВНЕНИЙ

При помощи метода асимптотико-группового анализа получены из трехмерных динамических уравнений теории упругости одномерные динамические уравнения продольной деформации стержня, более точные, чем известные. В частности скорость распространения фронта продольной волны в соответствии с уточненными уравнениями совпадает со скоростью трехмерной продольной волны, в то время, как в известных уравнениях она значительно меньше. Проанализирован переход от зоны вблизи трехмерного волнового фронта к квазифронту одномерной волны.

© А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина, 2010

Ключевые слова: асимптотико-групповой анализ, уточненные уравнения продольной динамической деформации стержня, поперечные колебания стержня, квазифронт, классические динамические уравнения продольной деформации стержня.

Ранее в работе [1] было показано, как известные динамические уравнения продольной деформации стержня получаются из трехмерных уравнений теории упругости при помощи метода асимптотико-группового анализа. Здесь аналогичный метод используется для получения уточненных динамических уравнений продольной деформации стержня.

1 Вывод уравнений

В [1] уравнения продольной деформации стержня получались, как результат комбинирования известных уравнений обобщенного плоского напряженного состояния. В [2] приведены уравнения, так называемого уточненного плоского напряженного состояния, более точные, чем уравнения обобщенного плоского напряженного состояния. Комбинируя такие уравнения для плоскостей x_1, x_2 и x_1, x_3 приходим к следующим зависимостям искомым функций от аргументов x_2 и x_3 :

$$\begin{aligned} u_1^1 &= u_{1,1}^1(x_1, t), u_2^1 = x_2 u_{2,1}^1(x_1, t), u_3^1 = \\ &= x_3 u_{3,1}^1(x_1, t), \sigma_{11}^1 = \sigma_{11,1}^1(x_1, t); \\ \sigma_{22}^1 &= \sigma_{22,1}^1(x_1, t), \sigma_{22}^2 = \\ &= \frac{1}{2}(x_2)^2 \sigma_{22,1}^2(x_1, t), \sigma_{33}^1 = \sigma_{33,1}^1(x_1, t); \\ \sigma_{33}^2 &= \frac{1}{2}(x_3)^2 \sigma_{33,1}^2(x_1, t), \sigma_{12}^1 = x_2 \sigma_{12,1}^1(x_1, t); \\ \sigma_{13}^1 &= x_3 \sigma_{13,1}^1(x_1, t), \sigma_{23}^1 = x_2 x_3 \sigma_{23,1}^1(x_1, t). \end{aligned} \quad (1)$$

Функции, входящие в (1), удовлетворяют уравнением:

$$\begin{aligned} \partial_1 \sigma_{11,1}^1 + \sigma_{12,1}^1 + \sigma_{13,1}^1 - \rho \partial_t^2 u_{1,1}^1 &= 0; \\ E \partial_1 u_{1,1}^1 &= \sigma_{11,1}^1 - \nu (\sigma_{22,1}^1 + \sigma_{33,1}^1); \\ E u_{2,1}^1 &= \sigma_{22,1}^1 - \nu (\sigma_{11,1}^1 + \sigma_{33,1}^1); \\ E u_{3,1}^1 &= \sigma_{33,1}^1 - \nu (\sigma_{11,1}^1 + \sigma_{22,1}^1); \\ \partial_1 \sigma_{12,1}^1 + \sigma_{22,1}^2 + \sigma_{23,1}^1 - \rho \partial_t^2 u_{2,1}^1 &= 0; \\ \partial_1 \sigma_{13,1}^1 + \sigma_{23,1}^1 + \sigma_{33,1}^2 - \rho \partial_t^2 u_{3,1}^1 &= 0. \end{aligned} \quad (2)$$

Получилось шесть уравнений относительно одиннадцати искомым функций от x_1, t , входящих в решение (1). Для получения недостающих пяти уравнений используем граничными условиями на боковых поверхностях бруса $-h_2 \leq x_2 \leq h_2, -h_3 \leq x_3 \leq h_3$ с осью x_1 [1]. Учитывая закон парности касательных напряжений, в итоге получаем необходимые пять добавочных уравнений:

$$\begin{aligned} \sigma_{22,1}^1 + \frac{1}{2}(h_2)^2 \sigma_{22,1}^2 &= q_2^+, \sigma_{33,1}^1 + \frac{1}{2}(h_3)^2 \sigma_{33,1}^2 = q_3^+; \\ h_2 \sigma_{12,1}^1 &= \tau_{21}^+, h_3 \sigma_{13,1}^1 = \tau_{31}^+, h_2 \sigma_{23,1}^1 = \tau_{23}^+. \end{aligned} \quad (3)$$

Система из шести уравнений (2) и пяти уравнений (3) образует полную систему одиннадцати уравнений относительно одиннадцати неизвестных.

Подставим (3) в (2) и умножим каждое из полученных уравнений на площадь поперечного сечения $F = 4h_2h_3$. Вводя новые обозначения:

$$\begin{aligned} U &= u_{1,1}^1, V = u_{2,1}^1, W = u_{3,1}^1, T = F \sigma_{11,1}^1, K_2 = F \sigma_{22,1}^1; \\ K_3 &= F \sigma_{33,1}^1, \rho_1 = F \rho, \tau_2 = 4h_3 \tau_{21}^+, \tau_3 = 4h_2 \tau_{31}^+; \\ q_2 &= \frac{2F}{(h_2)^2} q_2^+ = 8 \frac{h_3}{h_2} q_2^+, q_3 = \frac{2F}{(h_3)^2} q_3^+ = 8 \frac{h_2}{h_3} q_3^+; \\ \tau_{23} &= \frac{F}{h_2} \tau_{23}^+ = 4h_3 \tau_{23}^+, \tau_{32} = \frac{F}{h_3} \tau_{32}^+ = 4h_2 \tau_{32}^+, \end{aligned}$$

будем иметь

$$\begin{aligned} \frac{\partial T}{\partial x_1} - \rho_1 \frac{\partial^2 U}{\partial t^2} &= -\tau_2 - \tau_3; EF \frac{\partial U}{\partial x_1} = T - \nu(K_2 + K_3); \\ EFV &= K_2 - \nu(T + K_3); EFW = K_3 - \nu(T + K_2); \\ \frac{2}{(h_2)^2} K_2 + \rho_1 \frac{\partial^2 V}{\partial t^2} &= \frac{\partial \tau_2}{\partial x_1} + q_2 + \tau_{23}; \\ \frac{2}{(h_3)^2} K_3 + \rho_1 \frac{\partial^2 W}{\partial t^2} &= \frac{\partial \tau_3}{\partial x_1} + q_3 + \tau_{32}. \end{aligned} \quad (4)$$

Найдем из второго, третьего и четвертого уравнений (4) величины T, K_2, K_3 и подставим результат в первое и два последних из уравнений (4). Приводя полученный результат к безразмерному виду с помощью следующих замен:

$$\begin{aligned} x_1 &= 2h_3 x, U = 2h_3 u, t = 2h_3 \sqrt{\frac{\rho_1}{B_1}} \tau, T = B_1 P; \\ K_2 &= B_1 P_2, K_3 = B_1 P_3, \tau_2 = \frac{B_1}{2h_3} p_2; \\ \tau_3 &= \frac{B_1}{2h_3} p_3, q_2 = \frac{2B_1}{(h_2)^2} r_2, q_3 = \frac{2B_1}{(h_3)^2} r_3; \\ \tau_{23} &= \frac{2B_1}{(h_2)^2} r_{23}, \tau_{32} = \frac{2B_1}{(h_3)^2} r_{32}, \end{aligned}$$

будем иметь

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + c \left(\frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial W}{\partial x} \right) - \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^2} = -p_2 - p_3;$$

$$V + c \frac{\partial u}{\partial x} + cW + \frac{1}{8} \left(\frac{h_2}{h_3} \right)^2 \frac{\partial^2 V}{\partial \tau^2} = \\ = \frac{1}{8} \left(\frac{h_2}{h_3} \right)^2 \frac{\partial p_2}{\partial x} + r_2 + r_{23};$$

$$W + c \frac{\partial u}{\partial x} + cV + \frac{1}{8} \frac{\partial^2 W}{\partial \tau^2} = \frac{1}{8} \frac{\partial p_3}{\partial x} + r_3 + r_{32};$$

$$P = \frac{\partial u}{\partial x} + cV + cW, P_2 = V + c \frac{\partial u}{\partial x} + cW,$$

$$P_3 = W + c \frac{\partial u}{\partial x} + cV. \quad (5)$$

2 Асимптотико-групповой анализ уравнений

Запишем первые четыре из уравнений (5) для случая отсутствия нагрузок на боковых поверхностях стержня, т.е. в однородном виде:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + c \left(\frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial W}{\partial x} \right) - \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$V + c \frac{\partial u}{\partial x} + cW + \frac{1}{8} \left(\frac{h_2}{h_3} \right)^2 \frac{\partial^2 V}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$W + c \frac{\partial u}{\partial x} + cV + \frac{1}{8} \frac{\partial^2 W}{\partial \tau^2} = 0, P = \frac{\partial u}{\partial x} + cV + cW. \quad (6)$$

Эти уравнения имеют более сложную структуру, чем обычные уравнения продольных колебаний стержня, поэтому подвергнем их дополнительному асимптотико-групповому анализу, что позволит лучше изучить их структуру и построить некоторые важные виды решений.

Уравнения (6) инвариантны относительно преобразований растяжения:

$$u = \delta^\gamma u^*, V = \delta^\gamma V^*, W = \delta^\gamma W^*, P = \delta^\gamma P^*.$$

Это дает возможность, при сравнении весов слагаемых уравнений между собой, не растягивать одну из искомым функций, сравнивая с ней остальные функции.

Выполним преобразования:

$$\partial_x = \delta^{\alpha_1} \partial_x^*, \partial_t = \delta^{\alpha_2} \partial_t^*, u = \delta^{\alpha_3} u^*;$$

$$V = \delta^{\alpha_4} V^*, W = W^*, P = \delta^{\alpha_5} P^*, \quad (7)$$

требуя выполнения соотношений:

$$\partial_x^* \sim 1, \partial_t^* \sim 1, u^* \sim V^* \sim W^* \sim P^*.$$

Эти преобразования дают оценку абсолютных весов для дифференциальных операторов $\partial_x = \partial/\partial x$ и $\partial_t = \partial/\partial t$ и относительных весов для искомым функций путем сравнения их с W .

Подстановка (7) в (6) приводит к следующей таблице показателей степени:

$$\begin{array}{l} 2\alpha_1 + \alpha_3, \alpha_1 + \alpha_4, \alpha_1, 2\alpha_2 + \alpha_3 \\ \alpha_4, \alpha_1 + \alpha_3, 0, 2\alpha_2 + \alpha_4 \\ 0, \alpha_1 + \alpha_3, \alpha_4, 2\alpha_2 \\ \alpha_5, \alpha_1 + \alpha_3, \alpha_4, 0. \end{array}$$

Поочередно рассмотрим три варианта значений параметров асимптотического интегрирования $\alpha_1, \dots, \alpha_5$.

Пусть параметры имеют вид:

$$\alpha_1 = -0,5; \alpha_2 = -0,5; \alpha_3 = -0,5; \alpha_4 = 0; \alpha_5 = -1. \quad (9)$$

Таблица показателей степени (8) будет:

$$\begin{array}{l} -1,5; -1,5; -1,5; -1,5 \\ 0, -1, 0, -1 \\ 0, -1, 0, -1 \\ -1, -1, 0, 0. \end{array}$$

Соответствующие упрощенные уравнения будут:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^2} = 0, c \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{8} \left(\frac{h_2}{h_3} \right)^2 \frac{\partial^2 V}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$c \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{8} \frac{\partial^2 W}{\partial \tau^2} = 0, P = \frac{\partial u}{\partial x}. \quad (11)$$

В соответствии с (9) имеем следующие асимптотические оценки:

$$\partial_x \sim \delta^{-0,5}, \partial_t \sim \delta^{-0,5}, u \sim \delta^{-0,5} W, V \sim W, P \sim \delta^{-1} W.$$

Это означает, что полученное упрощение отвечает быстрым изменениям по аргументам x и τ , одинаковым весам величин V и W и большим, чем W значениям u и P .

Первое из уравнений (11) является стандартным волновым уравнением. Оно отвечает распространению возмущения с безразмерной скоростью, равной единице. Однако легко увидеть, что это отвечает размерной скорости:

$$a_p = \sqrt{\frac{B_1}{\rho_1}} = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)}}.$$

Это скорость распространения продольных волн в трехмерной упругой среде. Мы видим, что полученные одномерные динамические уравнения продольных колебаний стержней задают распространение возму-

щений с такой же скоростью, как и трехмерные уравнения теории упругости.

Второе, третье и четвертое уравнения (11) позволяют находить остальные искомые функции после нахождения из первого уравнения функции u .

Аналогично рассмотрим асимптотические оценки для таких значений $\alpha_1, \dots, \alpha_5$:

$$\alpha_1 = 0,5, \alpha_2 = 0,5, \alpha_3 = -0,5, \alpha_4 = 0, \alpha_5 = 0. \quad (12)$$

Тогда таблица показателей степени (8) принимает вид:

$$\begin{array}{l} 0,5; 0,5; 0,5; 0,5 \\ 0, 0, 0, 1 \\ 0, 0, 0, 1 \\ 0, 0, 0, 0. \end{array}$$

Соответствующие упрощенные уравнения будут:

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + c \left(\frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial W}{\partial x} \right) - \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^2} &= 0; \\ V + c \frac{\partial u}{\partial x} + cW &= 0, W + c \frac{\partial u}{\partial x} + cV = 0; \\ P &= \frac{\partial u}{\partial x} + cV + cW. \end{aligned} \quad (13)$$

В соответствии с (12) имеем следующие асимптотические оценки:

$$\partial_x \sim \delta^{0,5}, \partial_t \sim \delta^{0,5}, u \sim \delta^{-0,5} W, V \sim W, P \sim W.$$

Это означает медленные изменения по x и τ ; большее чем W значение u , и значения V и P одного порядка с W .

Найдем из второго и третьего уравнений (13) величины V и W , и подставим эти результаты в первое и четвертое уравнения, получая:

$$\begin{aligned} b_1^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^2} &= 0, P = b_1^2 \frac{\partial u}{\partial x}; \\ b_1^2 &= \frac{(1+\nu)(1-2\nu)}{1-\nu} = \frac{a_1^2}{a_p^2}, a_1^2 = \frac{E}{\rho}. \end{aligned} \quad (14)$$

Величина a_1 – это скорость распространения продольных волн в стержне по классической теории стержней. Значит – величина b_1 – это безразмерная скорость распространения данных волн, отнесенная к скорости a_p . Таким образом, уравнения (14) – это классические динамические уравнения продольной деформации стержней в безразмерной форме.

И, наконец, последний вариант значений параметров $\alpha_1, \dots, \alpha_5$:

$$\alpha_1 = 0,5, \alpha_2 = 0, \alpha_3 = 0,5, \alpha_4 = 0, \alpha_5 = 0.$$

Таблица показателей степени:

$$\begin{array}{l} 1,5; 0,5; 0,5; 0,5 \\ 0, 1, 0, 0 \\ 0, 1, 0, 0 \\ 0, 1, 0, 0. \end{array}$$

Упрощенные уравнения:

$$c \left(\frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial W}{\partial x} \right) - \frac{\partial^2 u}{\partial \tau^2} = 0, V + cW + \frac{1}{8} \left(\frac{h_2}{h_3} \right)^2 \frac{\partial^2 V}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$W + cV + \frac{1}{8} \frac{\partial^2 W}{\partial \tau^2} = 0, P = cV + cW.$$

Асимптотические оценки:

$$\partial_x \sim \delta^{0,5}, \partial_t \sim 1, u \sim \delta^{0,5} W, V \sim W, P \sim W.$$

Они соответствуют малой скорости изменения по x , средней скорости изменения по τ , малому значению u по сравнению с W .

Второе и третье из этих уравнений – это уравнения поперечных колебаний стержня.

Мы видим, таким образом, что полученные уточненные уравнения описывают распространение фронта волны с «трехмерной» скоростью; при этом в качестве частного упрощенного случая, они содержат известные одномерные динамические уравнения. Кроме того, мы выяснили, что главным дополнительным эффектом, который учитывается уточненными уравнениями, является эффект поперечных колебаний стержня.

3 Прифронтальная асимптотика

Второй и третий варианты упрощения соответствуют медленным изменениям искомых функций по аргументам x и τ . В подобных случаях уже уравнения первого приближения, т.е. непосредственно упрощенные уравнения, дают удовлетворительную точность и не нуждаются в последующих уточнениях.

В то же время первый вариант упрощения отвечает быстрым изменениям по x и τ ; в этом случае первого приближения недостаточно, для получения достоверных результатов необходимо строить процедуру последовательных приближений. Представим искомые функции в виде рядов:

$$u = \sum_{i=1}^{\infty} u_i, V = \sum_{i=1}^{\infty} V_i, W = \sum_{i=1}^{\infty} W_i, P = \sum_{i=1}^{\infty} P_i. \quad (15)$$

В соответствии с таблицей показателей степени (10) члены этих рядов отвечают следующей рекуррентной системе уравнений:

$$\frac{\partial^2 u_i}{\partial x^2} + c \left(\frac{\partial V_{i-1}}{\partial x} + \frac{\partial W_{i-1}}{\partial x} \right) - \frac{\partial^2 u_i}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$V_{i-1} + c \frac{\partial u_i}{\partial x} + cW_{i-1} + \frac{1}{8} \left(\frac{h_2}{h_3} \right)^2 \frac{\partial^2 V_i}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$W_{i-1} + c \frac{\partial u_i}{\partial x} + cV_{i-1} + \frac{1}{8} \frac{\partial^2 W_i}{\partial \tau^2} = 0;$$

$$P_i = \frac{\partial u_i}{\partial x} + cV_{i-1} + cW_{i-1} \quad (i = 1, 2, \dots) \quad (16)$$

Запишем решение для произвольного приближения в форме:

$$\begin{aligned} u_i &= \sum_{j=1}^i u_{i,j} x^{i-j} (\tau - x)^{\gamma+i+j-1}; \\ P_i &= \sum_{j=1}^i P_{i,j} x^{i-j} (\tau - x)^{\gamma+i+j-2}; \\ V_i &= \sum_{j=1}^i V_{i,j} x^{i-j} (\tau - x)^{\gamma+i+j}; \\ W_i &= \sum_{j=1}^i W_{i,j} x^{i-j} (\tau - x)^{\gamma+i+j}. \end{aligned} \quad (17)$$

Для проверки правильности записи решения, а также для получения выражений для вычисления входящих в выражения (17) коэффициентов нужно подставить (17) в (16). После соответствующих математических преобразований получим окончательные выражения для величин $u_{i,j}$, $P_{i,j}$, $V_{i,j}$, $W_{i,j}$ в обобщенном виде:

$$\begin{aligned} u_{i,j-1} &= \frac{1}{2(i-j+1)(\gamma+i+j-2)} \times \\ &\times \left\{ u_{i,j-2} (i-j+2)(i-j+1) + \right. \\ &+ c \left[V_{i-1,j-2} (i-j+1) - V_{i-1,j-1} (\gamma+i+j-2) + \right. \\ &+ W_{i-1,j-2} (i-j+1) - W_{i-1,j-1} (\gamma+i+j-2) \left. \right\} \\ &(i = 2, 3, \dots; \quad j = 2, \dots, i); \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} V_{i,j} &= -\frac{8}{(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \left(\frac{h_3}{h_2} \right)^2 \times \\ &\times \left\{ V_{i-1,j-1} + cW_{i-1,j-1} + \right. \\ &+ c \left[u_{i,j-1} (i-j+1) - u_{i,j} (\gamma+i+j-1) \right] \left. \right\} \\ &(i = 1, 2, \dots; \quad j = 1, \dots, i); \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} W_{i,j} &= -\frac{8}{(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \times \\ &\times \left\{ W_{i-1,j-1} + cV_{i-1,j-1} + \right. \\ &+ c \left[u_{i,j-1} (i-j+1) - u_{i,j} (\gamma+i+j-1) \right] \left. \right\} \\ &(i = 1, 2, \dots; \quad j = 1, \dots, i); \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} P_{i,j} &= u_{i,j-1} (i-j+1) - u_{i,j} (\gamma+i+j-1) + \\ &+ c(V_{i-1,j-1} + W_{i-1,j-1}) \\ &(i = 1, 2, \dots; \quad j = 1, \dots, i). \end{aligned} \quad (18)$$

Обратим внимание на то, что коэффициенты вида $u_{i,j}$ из первого выражения (18) не находятся. Они являются константами интегрирования; их значения следует находить из граничных условий.

Перед тем, как задавать граничные условия изучим подробнее смысл полученных результатов. Выражение $\tau - x$, возникшее первый раз при решении первого из уравнений (11), т.е. классического волнового уравнения, определено при $0 \leq x \leq \tau$. При $x = \tau$ это выражение равно нулю. Точка $x = \tau$ является фронтом волны, т.е. точкой, разделяющей возмущенную область $0 \leq x \leq \tau$ от невозмущенной области $x > \tau$, в которую волна еще не дошла. С ростом времени фронт передвигается в положительном направлении оси x с безразмерной скоростью, равной единице. При $\tau = 0$ фронт совпадает с началом координат $x = 0$. Таким образом, если рассматривать полубесконечный стержень $x \geq 0$, то при $\tau = 0$ он весь находится в покое, т.е. мы имеем нулевые начальные условия. Точка $x = 0$ излучает волну под действием какой-то нагрузки, приложенной в этой точке.

Рассмотрим возможный вид этой нагрузки. В соответствии с (15) и (17) для продольного усилия имеем:

$$P = \sum_{i=1}^{\infty} \sum_{j=1}^i P_{i,j} x^{i-j} (\tau - x)^{\gamma+i+j-2}. \quad (19)$$

Подставим в это выражение $x = 0$. Обратим внимание на следующее. При $i \neq j$ выражение x^{i-j} обращается в ноль при $x = 0$. Соответственно, обращаются в ноль слагаемые в (19) при $i \neq j$. При $i = j$ получаем $x^0 = 1$. Таким образом, при $x = 0$ выражение (19) принимает вид:

$$P = \sum_{i=1}^{\infty} P_{i,i} (\tau - x)^{\gamma+2i-2}. \quad (20)$$

Это означает что нагрузку $F(t)$ на торце стержня $x = 0$, как заданную функцию времени, следует разложить в степенной ряд вида:

$$F = \sum_{i=1}^{\infty} F_i \tau^{\gamma+2i-2}. \quad (21)$$

Для случая внезапно приложенной и остающейся в дальнейшем постоянной нагрузки $F = 1$. В этом случае:

$$F_1 = 1, \quad F_i = 0 \quad (i > 1), \quad \gamma = 0.$$

Сравнение (21) и (20) дает:

$$P_{i,i} = F_i \quad (i = 1, 2, \dots).$$

Из четвертого выражения (18) имеем:

$$F_i = P_{i,i} = u_{i,i-1} - u_{i,i}(\gamma + 2i - 1) + c(V_{i-1,i-1} + W_{i-1,i-1}) \quad (i = 1, 2, \dots).$$

Отсюда:

$$u_{i,i} = \frac{u_{i,i-1} + c(V_{i-1,i-1} + W_{i-1,i-1}) - F_i}{\gamma + 2i - 1} \quad (i = 1, 2, \dots).$$

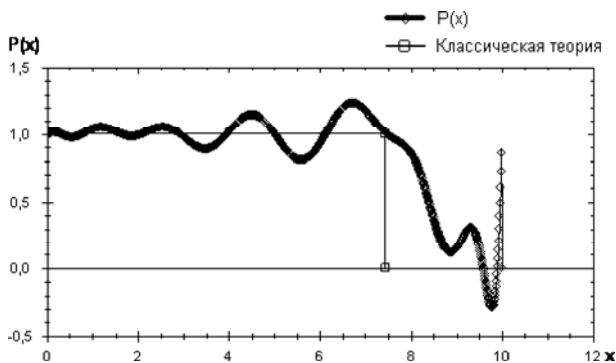


Рис. 1. Распространение волны $P(x)$ в стержне

Мы видим, что в отличие от картины получаемой при помощи известных уравнений продольной деформации стержня, картина вблизи фронта распространяющейся волны выглядит значительно сложнее.

Вблизи трехмерного фронта волны наблюдаются интенсивные поперечные колебания стержня, которые приводят к быстроизменяющемуся напряженно-деформированному состоянию. В дальнейшем происходит переход к классическому решению в виде так называемого квазифронта, то есть не ступенчатого, а быстроизменяющегося роста продольного усилия. С удалением от фронта, картина переходит в классическую. Таким образом классическое решение для продольной волны в стержне – это медленноизменяющаяся асимптотика по отношению к более точному решению.

Выводы

Получены уточненные уравнения продольной динамической деформации стержня на основе асимптотико-группового анализа дифференциальных уравнений теории упругости. Рассмотрен пример распространения продольной волны в стержне, показывающий преимущество новых уравнений по отношению к прежним.

Перечень ссылок

1. Шамровский А. Д. Вывод динамических уравнений продольной деформации стержня при помощи двойного упрощения уравнений теории упругости / А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – С. 111–115 с.
2. Шамровский А. Д. Асимптотико-групповой анализ дифференциальных уравнений теории упругости / А. Д. Шамровский – Запорожье : Изд-во ЗГИА, 1997 – 169 с.

Одержано 02.04.2010

A. D. Shamrovskiy, L. N. Egarmina

DESIGN OF LONGITUDINAL WAVE DISTRIBUTION IN BAR BY THE SPECIFIED DYNAMIC EQUATIONS

За допомогою методу асимптотико-групового аналізу отримані з тривимірних динамічних рівнянь теорії пружності одновимірні динамічні рівняння поздовжньої деформації стержня, більш точні, ніж загальновідомі. Зокрема, швидкість розповсюдження фронту поздовжньої хвилі згідно з уточненими рівняннями співпадає зі швидкістю тривимірної поздовжньої хвилі, у той час, коли у відомих рівняннях вона значно менша. Проаналізовано перехід від зони поблизу тривимірного хвильового фронту до квазифронтів одновимірної хвилі.

Ключові слова: асимптотико-груповий аналіз, уточнені рівняння поздовжньої деформації стержня, поперечні коливання стержня, квазифронт, класичні динамічні рівняння поздовжньої деформації стержня.

Through the method of asymptotic-group analysis the unidimensional dynamic equations of bar longitudinal deformation are got from three-dimensional dynamic equations of elasticity theory, more exact, than known. In particular the speed of longitudinal wave front distribution in accordance with the specified equations coincides at a speed of three-dimensional longitudinal wave, while it's considerably less in the known equations. A transition from an area near-by three-dimensional wavefront to quasifront of unidimensional wave is analysed.

Key words: asymptotic-group analysis, longitudinal dynamic specified equations of bar deformation, bar transversal vibrations, quasifront, classic dynamic equations of longitudinal bar deformation.

УДК 621.921.7 : 621.7.015

Канд. техн. наук С. И. Дядя, Н. В. Гончар, Д. Н. Степанов,
В. И. Черный, О. В. Алексеенко

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА ПОЛИМЕРНО-АБРАЗИВНОГО ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ВЫПОЛНЕНИЯ ОТДЕЛОЧНЫХ ОПЕРАЦИЙ

Выполнен анализ требований, предъявляемых к полимерно-абразивным инструментам, с использованием базовых методов управления качеством. Определена значимость каждого из них, установлена взаимосвязь между ними с помощью диаграмм связи, общности и матричных диаграмм. Исследованы зависимости технологических возможностей инструментов от их технических характеристик.

Ключевые слова: детали газотурбинных двигателей, острая кромка, отделочная обработка, инструмент на основе полимерно-абразивных волокон, технологические возможности, технические характеристики, матричные диаграммы.

Выведение на рынок новых продуктов всегда связано с определенным риском. Поэтому производители при выпуске продукции ориентируются на требования заказчиков с учетом специфики использования продукции. Так, ценность металлообрабатывающих инструментов проявляется только в технологическом процессе обработки изделия. Поэтому для них главным требованием является решение технологических задач, которые в свою очередь задаются требованиями рабочего чертежа детали.

Детали авиационных двигателей и энергетических установок в силу специфики условий эксплуатации изготавливаются из труднообрабатываемых материалов. При этом большинство из них тонкостенные, сложнопрофильные, с особыми требованиями к качеству поверхностного слоя. Применение на отделочных операциях таких методов обработки, как шлифование или полирование, сужается из-за ограничения силового

воздействия на нежесткие поверхности деталей и невозможности обработки труднодоступных участков.

Инструмент, с помощью которого можно было бы решить перечисленные задачи должен быть гибким (для обработки труднодоступных участков), нежестким (для устранения силового воздействия) и обладать режущими способностями. Таким требованиям отвечает относительно новый инструмент с использованием абразивных зерен, закрепленных в прочном полиамидном волокне (рис. 1). Волокна соединяются при помощи ступицы и образуют щеточный инструмент вращательного действия (рис. 2) – полимерно-абразивный инструмент (ПАИ) [1, 2].

Многообразие конструкций ПАИ (рис. 2) позволяет производителю загружать производство и расширять рынки сбыта, но без достаточной информированности о возможностях инструментов усложняет задачу потребителю при его выборе.

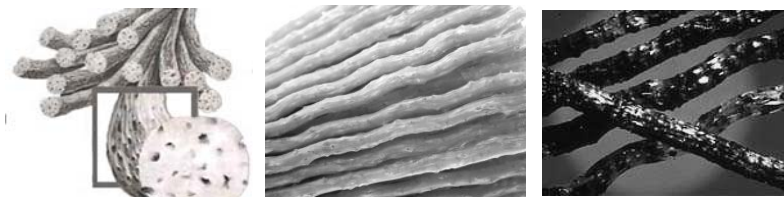


Рис. 1. Полимерно-абразивные волокна [1]



Рис. 2. Внешний вид ПАИ различных типов [1]

Поэтому были проведены исследования по выбору ПАИ, с помощью которого можно было бы выполнять отделочную обработку сложнопрофильных деталей газотурбинных двигателей (ГТД). Применяемый инструмент должен отвечать следующим требованиям:

- 1) обрабатывать жаропрочные сплавы;
- 2) обрабатывать тонкостенные сложнопрофильные поверхности;
- 3) обеспечивать заданную шероховатость;
- 4) не оставлять следы полимера на обработанной поверхности;
- 5) оказывать минимальное силовое воздействие на поверхностный слой;
- 6) обладать требуемой жесткостью;
- 7) иметь возможность правки;
- 8) иметь возможность регулировки вылета волокна.

Перечисленный перечень требований обширный. Поэтому для определения наиболее значимых из них был выполнен анализ с помощью диаграммы связей (рис. 3) [3].

Полученные данные показывают, что наибольший ранг (0,35) имеет возможность регулировать вылет волокна, т.е. реализовав это требование в ПАИ, можно обеспечивать требуемую шероховатость, обрабатывать жаропрочные сплавы, регулировать жесткость волокон, обрабатывать сложнопрофильные поверхности. К сожалению, конструкции ПАИ не предусматривают такой возможности. Поэтому регулировать вылет волокна можно путем закрепления на боковых поверхностях щеток прокладок требуемого диаметра.

Чтобы определить, что лежит в основе требований, предъявляемых к ПАИ, была построена диаграмма общности (рис. 4) [3].

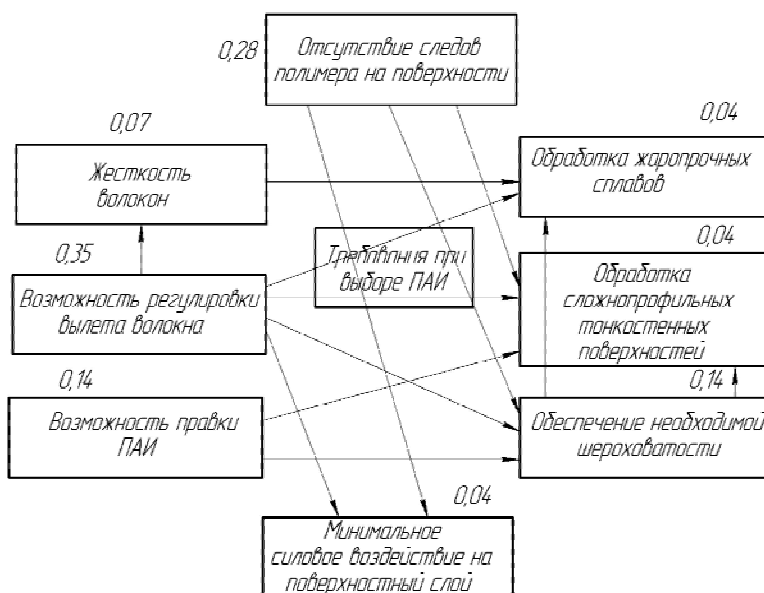


Рис. 3. Диаграмма связей между требованиями к инструменту

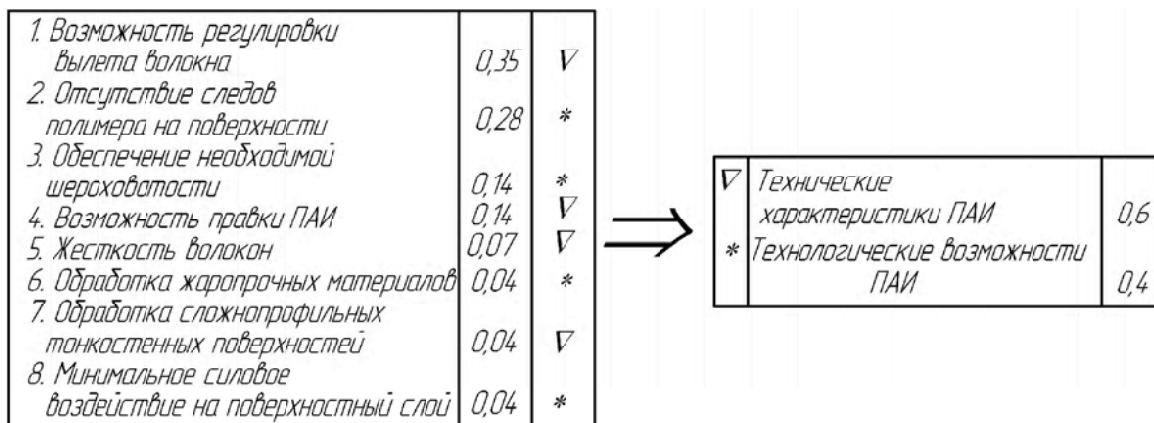


Рис. 4. Диаграмма общности

Полученные результаты показывают, что при выборе ПАИ следует в первую очередь обращать внимание на их технические характеристики (ранг 0,6), включающие материал полимерного волокна, материал абразивного зерна, зернистость, диаметр и вылет полимерного волокна, тип инструмента (дисковый, чашечный), и технологические возможности (ранг 0,4), включающие режимы резания (натяг волокон, подача, скорость резания), обрабатываемый материал, обрабатываемая поверхность.

Технические характеристики ПАИ обеспечиваются при производстве инструмента, а технологические – реализуются в технологическом процессе, т.е. производители ПАИ должны знать какие технические характеристики инструментов наиболее значимо влияют на их технологические возможности.

С этой целью строится матричная диаграмма (рис. 5).

Анализ взаимосвязей между параметрами технических характеристик и технологических возможностей позволил определить, что наиболее весомыми технологическими возможностями являются: получение требуемой шероховатости (ранг 0,31), возможность обработки определенного материала (ранг 0,31) и заданная форма обрабатываемой поверхности (ранг 0,38). При этом ПАИ следует выбирать преимущественно обращая внимание на материал абразивного зерна (ранг 0,23), зернистость (ранг 0,23), вылет волокна (ранг 0,23) и тип инструмента (ранг 0,23).

Так как применение ПАИ недостаточно глубоко исследовано, полученные теоретические обоснования выбора инструмента были проверены при обработке труднообрабатываемого никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД. Скорость резания, подача и натяг волокна выбирались такими, чтобы не было оплавления полимера при резании (скорость резания – 17 м/с, подача – 1 м/мин, оптимальный натяг выбирается исходя из диаметра волокна).

Исследовали несколько типов ПАИ. Наиболее производительным (достижение заданной шероховатости за наименьшее число двойных ходов) проявил себя дисковый ПАИ, затем чашечный и кистевой. Дальнейшее исследование проводили дисковыми ПАИ, с материалами зерна из электрокорунда нормального (14А) и карбида кремния (63С). Наиболее высокая производительность и качество поверхности (рис. 6) были получены при обработке поверхности сплава карбидом кремния, который и применялся при дальнейших исследованиях. При использовании электрокорунда нормального эффективность обработки составляет 80 % от показателей, обеспечиваемых карбидом кремния.

При исследовании влияния зернистости (F90 и F280) было установлено, что лучшие режущие свойства и шероховатость поверхности (рис. 7) при обработке жаропрочного сплава обеспечивает дисковый ПАИ с абразивными зёрнами зернистостью F90. Глубина снимаемого ими слоя за 1 двойной ход составляет 1...3 мкм.

Технические характеристики Технологические возможности	Материал волокна	Материал абразивного зерна	Зернистость	Диаметр волокна	Вылет волокна	Тип инструмента	Весомость	Ранг
Натяг	-	1	1	1	1	1	-	-
Подача	-	1	1	-	1	1	-	-
Скорость резания	-	1	1	-	1	1	-	-
Обрабатываемый материал	-	1	1	-	1	1	4	0,31
Форма обрабатываемой поверхности	-	1	1	1	1	1	5	0,38
Качество поверхностей	-	1	1	-	1	1	4	0,31
Весомость	-	3	3	1	3	3	13	1
Ранг	-	0,23	0,23	0,08	0,23	0,23	1	

Рис. 5. Матричная диаграмма взаимосвязи параметров инструмента и его технологических возможностей

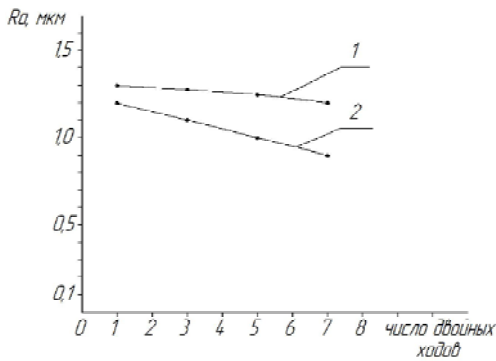


Рис. 6. Графики изменения шероховатости при обработке образцов ПАИ с разным материалом абразивного зерна: 1 – электрокорунд нормальный; 2 – карбид кремния

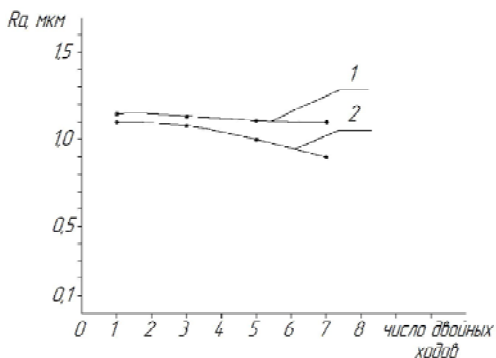


Рис. 7. Графики изменения шероховатости при обработке ПАИ с абразивными зёрнами разных размеров: 1 – зернистость F280; 2 – зернистость F90

Для исследования влияния вылета волокон ПАИ на шероховатость поверхности, обработку при разном числе двойных ходов проводили «мягким» ПАИ, с вылетом волокон равным 21 мм, и «жестким» ПАИ, с вылетом волокон 8 мм.

В ходе проведенного исследования было установлено (рис. 8), что при обработке ПАИ с длиной волокна 21 мм класс шероховатости поверхности за семь двойных ходов меняется с 6 ($Ra\ 1,33\ \mu\text{m}$) до 7 ($Ra\ 0,9\ \mu\text{m}$). В свою очередь при обработке ПАИ с длиной волокна

8 мм переход с 6 класса шероховатости до 7 происходит за один двойной ход. За семь двойных ходов обеспечивается шероховатость 8 класса ($Ra\ 0,4\ \mu\text{m}$).

Таким образом на основании выполненного анализа выбора инструмента по техническим характеристикам и технологическим возможностям и проведенных исследований обработки жаропрочного сплава на никелевой основе ХН73МБТЮ-ВД можно сделать следующие выводы:

1) для его эффективной обработки следует брать дисковый ПАИ с материалом зерна из карбида кремния (63С) с зернистостью F90;

2) для увеличения производительности и достижения требуемой шероховатости вылет волокон инструмента должен составлять не более 8 мм.

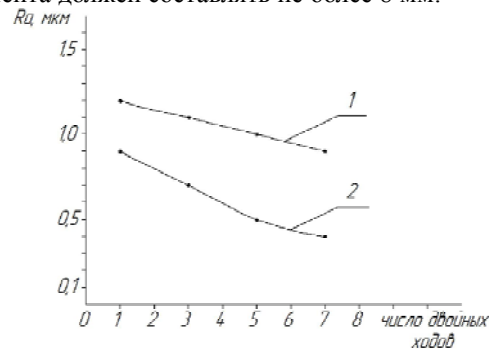


Рис. 8. Графики изменения шероховатости при обработке ПАИ с разным вылетом полимерного волокна: 1 – $L = 21\ \text{mm}$; 2 – $L = 8\ \text{mm}$

Перечень ссылок

- OSBORN International : каталог продукции / Osborn PRO, 2008. – 101 с.
- Абрашевич Ю. Д. Щеточные инструменты на основе полимерно-абразивных волокон / Ю. Д. Абрашевич, В. А. Оглоблинский, А. В. Оглоблинский // Мир техники и технологий. – 2006. – № 5. – С. 50–52.
- Васильев В.А. Управление качеством и сертификация / В. А. Васильев, В. А. Новиков ; под ред. В. А. Васильева. – М. : Интермет инжиниринг, 2002. – 416 с.

Одержано 21.06.2010

S. I. Dyadya, N. V. Gonchar, D. N. Stepanov, V. I. Cherniy, O. V. Alekseenko

VALIDATION OF THE POLYMER-ABRASIVE FIBERS SELECTION FOR FINISHING OPERATIONS PROCESSION

Виконано аналіз вимог до полімерно-абразивних інструментів з використанням базових методів управління якістю. Визначено значимість кожного з них, встановлено взаємозв'язок між ними за допомогою діаграм зв'язку, спільності і матричних діаграм. Досліджені залежності технологічних можливостей інструментів від їхніх технічних характеристик.

Ключові слова: деталі газотурбінних двигунів, оздоблювальна обробка, гостра крайка, інструмент на основі полімерно-абразивних волокон, технологічні можливості, технічні характеристики, матричні діаграми.

The analysis of polymer-abrasive fibers requirements using the basic method of quality management is applied. The significance of each factor is estimated, the correlation between them is formed using connection diagrams, community diagrams and matrix diagrams. Dependences of instruments technological possibilities from their technical descriptions were researched.

Key words: gas turbine engine details, finishing treatment, sharp edge, polymer-abrasive fibers based instrument, manufacturing capability, technical characteristics, matrix diagrams.

УДК 004.92:621.822/833

Д-р техн. наук В. О. Залога, канд. техн. наук Р. М. Зінченко, О. О. Залога,
Я. О. Васильєв, А. В. Маєвський, Я. Ю. Ніколаєв

Державний університет, м. Суми

ДОСВІД СТВОРЕННЯ САПР ПІДШИПНИКА ТА ЗУБЧАТОГО КОЛЕСА В СИСТЕМІ POWERSHARE

Розглянуто приклад створення САПР підшипника та зубчатого колеса в системі PowerShare.

Ключові слова: підшипник, зубчасте колесо, САПР, бібліотека, PowerShare.

Із розвитком комп'ютерної техніки сучасному інженеру – конструктору все частіше доводиться відходити в процесі створення нової продукції від використання таких вже майже колишніх інструментів як кульман, олівець, лінійка та ін., та використовувати спеціальні комп'ютерні програми, які дозволяють не просто створювати креслення за традиційно прийнятими алгоритмами, а й створювати просторову модель майбутнього виробу, що не тільки краще для сприйняття і розуміння створюваної моделі, а і дозволяє в автоматичному режимі вносити виправлення в неї і спостерігати, як ці виправлення відобразяться на виробі в цілому. В наш час вже існує багато програм, які дозволяють використовувати вище зазначені переваги комп'ютерного моделювання, наприклад, Solid Works, T-Flex, Компас, ProEngineering, AvtoCad та ін. Основними перевагами цих програм є можливості: просторового тривимірного моделювання, напівавтоматичного створення робочих креслень за тривимірними моделями, створення складань, створення специфікацій, використання аналізу створеної просторової моделі (наприклад методом скінчених елементів) як деталі, так і складання в цілому та ін. Одним із цікавих і дуже потрібних при проектуванні елементів у більшості із вказаних програмних продуктів є можливість, яка надається ними, використання бібліотек автоматичної побудови (за вказаними параметрами) стандартних елементів таких як: болти, гайки, шпильки, зубчасті колеса, підшипники та ін. Наявність таких бібліотек дозволяє в діалоговому режимі значно ефективніше будувати як тривимірні, так і двовимірні (робочі креслення) моделі деталей, вузлів, механізмів тощо, особливо при створенні їх складань із великою кількістю стандартних елементів, наприклад, коробок швидкостей або подач металообробних верстатів, металорізальних інструментів (різців, фрез тощо) з непереточуваними багатогранними пластинами та ін. Наявність бібліотек стандартних елементів дозволяє не тільки значно скоротити час на такі важливі стадії життєвого циклу виробу, як проектування і розроблення продукції (конструкторська підготовка виробництва) та техно-

логічну підготовку і планування виробництва, що дозволяє скоротити час виходу виробу на ринок, але й знизити його собівартість та підвищити якість. Таким чином, наявність у програмному продукті бібліотек стандартних елементів (деталей або вузлів) може суттєво сприяти значному підвищенню конкурентоспроможності створюваного виробу. Крім того, ці бібліотеки дозволяють значно ефективніше (скоріше) усувати недоліки у конструкції виробу, виявлені при його експлуатації, а також реагувати на вимоги споживачів шляхом його удосконалювання та модернізації. Треба відмітити, що ці ефекти посилюються в умовах автоматизованого управління виробництвом, особливо при використанні сучасних CALS (Continuous Acquisition and Life cycle Support) – технологій – безперервної підтримки постачань і життєвого циклу.

Останнім часом все більш поширеним в Україні є вихід на ринок програмних продуктів системи PowerShare, однією із основних переваг якої над вже достатньо широко вживаними системами проектування є можливість практичної реалізації *просторового гібридного поверхнево-твердотільного моделювання*, що є більш гнучким, ніж звичайне просторове моделювання і дозволяє створювати такі форми, побудова яких у звичайно прийнятих і вже добре відомих системах або зовсім неможлива, або потребує для виконання аналогічних процедур значного (значно більшого) ресурсу часу. Разом з тим, система PowerShare, принаймні та версія, яка надається вищим навчальним закладам України Британською компанією Delcam plc в рамках єдиного проекту «Передові комп'ютерні технології для університетів України» і яка більш позиціонується в світі як програма для поверхневого моделювання, має і суттєвий недолік: у ній відсутні бібліотеки стандартних елементів. Тому для розширення можливостей системи PowerShare у Сумському державному університеті за участю студентів розробляються бібліотеки стандартних деталей та вузлів з метою використання їх як у навчальному процесі, так і в реальному машинобудівному виробництві. Залучення студентів різних курсів до процесу створення у вищо-

му навчальному закладі таких бібліотек сприяє підвищенню рівня підготовки фахівців з використанням передових інформаційних технологій на основі програмного забезпечення Delcam.

На даний час вже створені САПР підшипників кочення та зубчатих коліс, які дозволяють за заданими варіантами побудови підшипника (рис. 1, *a-b*) та зубчатого колеса (рис. 2, *a-в*) автоматично будувати їх тривимірні моделі.

Алгоритм побудови тривимірної моделі підшипника (рис. 3) має таку послідовність дій:

- побудова опорних точок контурів внутрішнього і зовнішнього кільця підшипника, з'єднання їх лініями і створення контуру для обертання (рис. 3, п. 1);
- за допомогою команди обертання створені контури перетворюємо у тривимірні моделі внутрішнього і зовнішнього кільця підшипника (рис. 3, п. 2);
- будується сферичне тіло (шарик), яке (який) копіюється необхідну кількість разів (рис. 3, п. 3);

- створюється нове складання, до якого входять усі створені тривимірні моделі: внутрішнє і зовнішнє кільця підшипника та потрібна кількість моделей шариків.

На основі представленого алгоритму створено САПР підшипника (рис. 4).

Алгоритм побудови зубчатого колеса буде дещо відмінним від побудови підшипника. Його послідовність наступна (рис. 5): спочатку, як і у випадку із підшипником, будуємо опорні точки, з'єднуємо їх у контур (рис. 5, п. 1) і будуємо, за допомогою команди обертання заготовку колеса (рис. 5, п. 2), далі будуємо модель западини (за правилами побудови евольвентного зачеплення) і копіюємо її (рис. 5, п. 3) до потрібної кількості (в залежності від кількості зубів колеса) і віднімаємо їх від моделі заготовки колеса (рис. 5, п. 4), і вкінці створюємо паз під шпонку (рис. 5, п. 5).

На основі представленого алгоритму створено САПР зубчатого колеса (рис. 6).

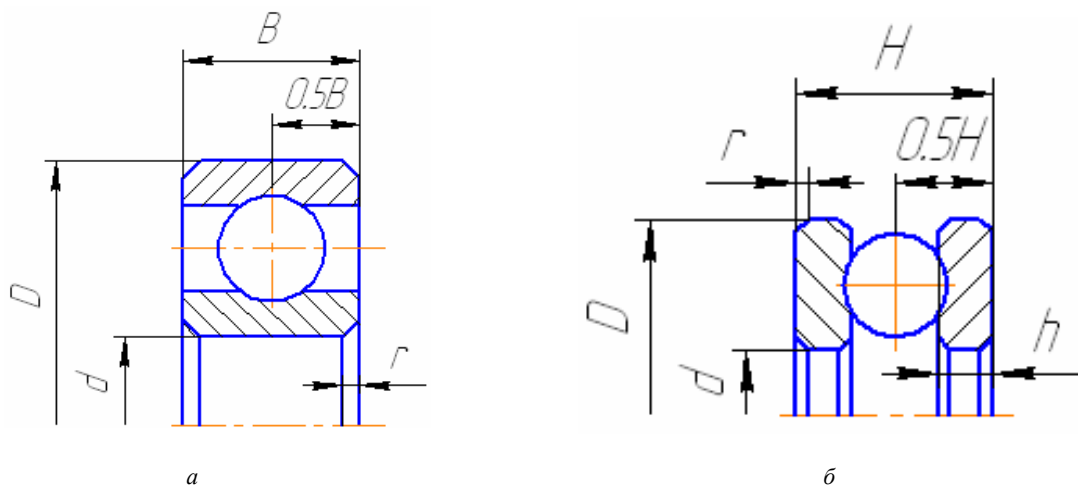


Рис. 1. Варіанти побудови підшипника

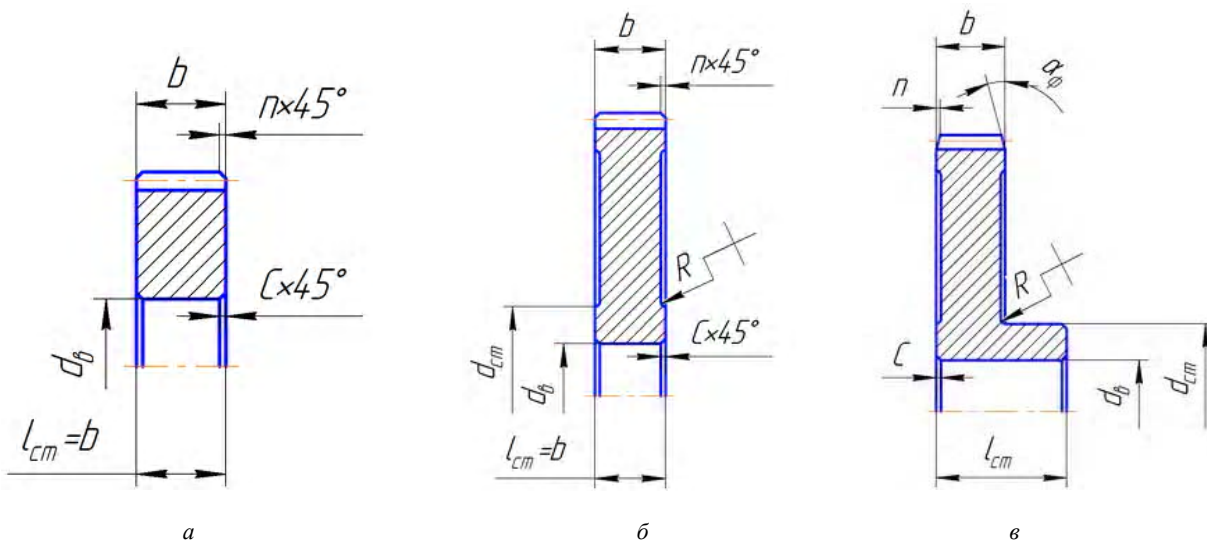


Рис. 2. Варіанти побудови зубчатого колеса

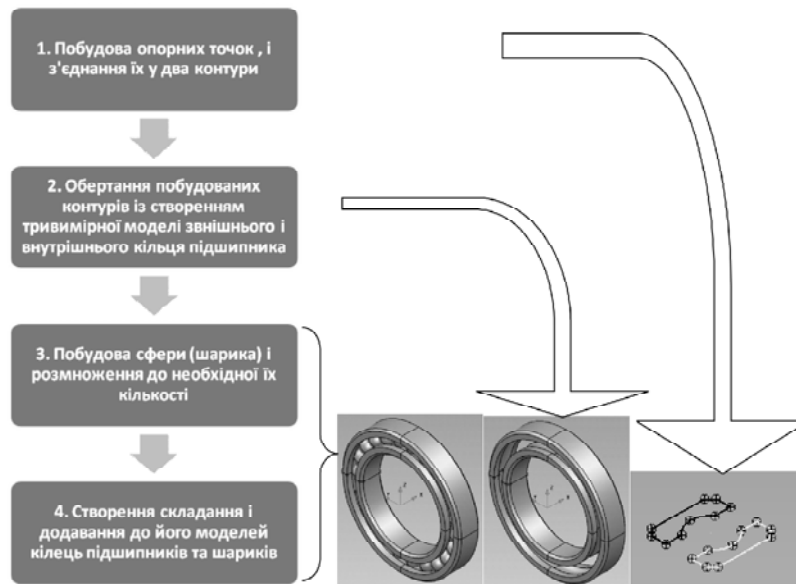


Рис. 3. Послідовність створення тривимірної моделі підшипника

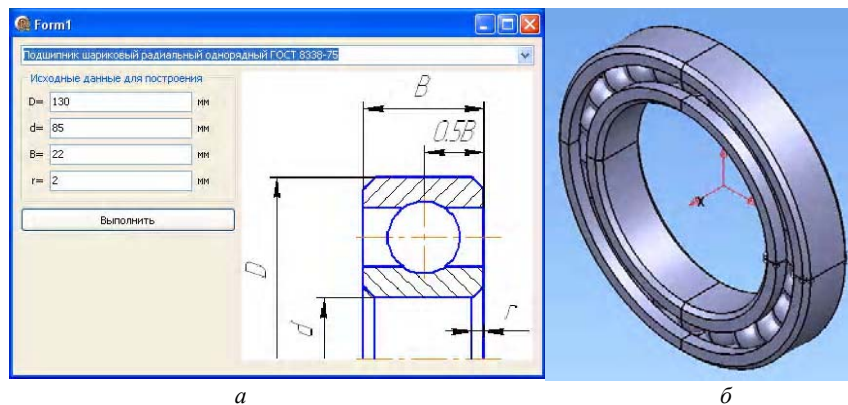


Рис. 4. САПР підшипника (а – вікно програми; б – побудована модель підшипника)

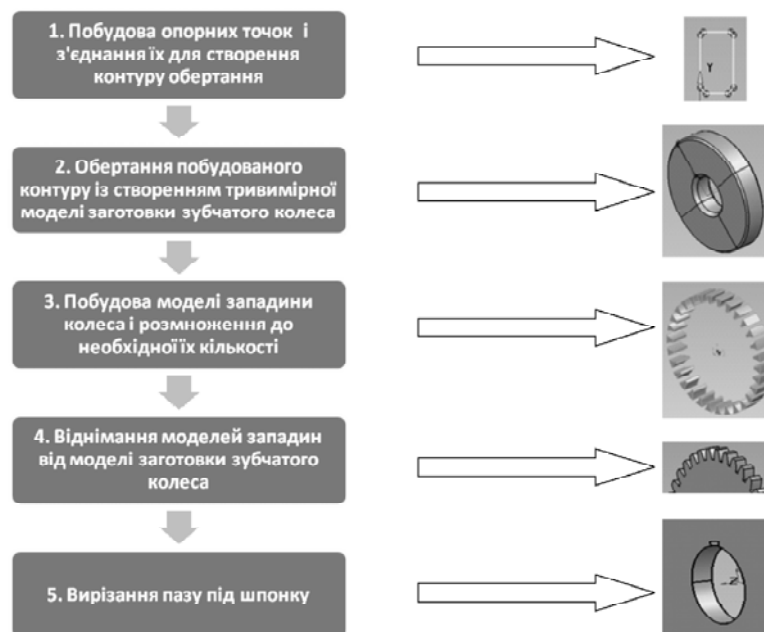


Рис. 4. Послідовність створення моделі зубчатого колеса

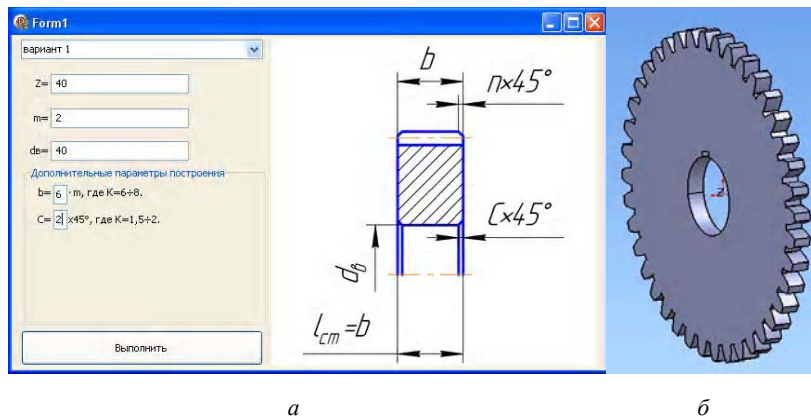


Рис. 6. САПР зубчатого колеса (а –вікно програми, б –побудована модель зубчатого колеса)

Таким чином, створення бібліотек автоматичної побудови (за вказаними параметрами) стандартних елементів (болтів, гайок, шпильок, зубчастих коліс, підшипників тощо) дозволяє в діалоговому режимі значно ефективніше будувати як тривимірні, так і двовимірні (робочі креслення) моделі деталей, вузлів, механізмів тощо, особливо при створенні їх складань. Разом з тим, у такій сучасній системі як PowerShape ці бібліотеки відсутні.. Тому для розширення можливостей системи PowerShape, у Сумському державному університеті запропоновано розробляти бібліотеки стандартних деталей і вузлів з метою використання їх

як у навчальному процесі, так і в реальному машинобудівному виробництві із залученням до цього процесу студентів, що суттєво сприяє підвищенню рівня підготовки фахівців з використанням передових інформаційних технологій на основі програмного забезпечення Delcam. На даний час вже створені САПР підшипників кочення та зубчастих коліс, які дозволяють за заданими варіантами побудови підшипників та зубчастих коліс автоматично будувати їх тривимірні моделі, які можуть використовуватись при створенні складань як окремих вузлів (наприклад, металорізальних верстатів), так і виробу в цілому.

V. O. Zaloga, R. M. Zinchenko, O. O. Zaloga, Ya. O. Vasiliev,
A. V. Mayevskiy, Ya. Yu. Nikolaev

CREATION EXPERIENCE OF AUTOMATIC MANUFACTURING OF BEARINGS AND GEAR WHEEL USING POWERSHAPE SYSTEM

Приведен пример создания САПР подшипника и зубчатого колеса в системе PowerShape.

Ключевые слова: подшипник, зубчатое колесо, САПР, библиотека, PowerShape.

There is an example of automatic manufacturing of bearings and gear wheel in the PowerShape system.

Key words: bearing, gear wheel, system of automatic manufacturing, library, PowerShape.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

СНИЖЕНИЕ НАПРЯЖЕННОСТИ АККОМОДИРУЮЩЕГО АППАРАТА ГЛАЗ ОПЕРАТОРА ПЕРСОНАЛЬНОГО КОМПЬЮТЕРА (ПК)

Сформировавшаяся за миллионы лет эволюции зрительная система человека приспособлена для восприятия объектов в отраженном свете (предметы, картины, печатные тексты и т.п.).

Изображение на видеодисплейных терминалах (мониторах) принципиально отличается от привычных глазу объектов наблюдения – оно светится, состоит из дискретных точек, которые с определенной частотой загораются. Спектр цветного компьютерного изображения не соответствует естественным цветам (спектры излучения мониторов отличаются от спектров поглощения зрительных пигментов в колбочках сетчатки глаза, которые ответственны за наше цветовое зрение) [1].

Персональные компьютеры в зависимости от технологии использования, функциональных особенностей комплектуются мониторами на основе электронно-лучевой трубки, жидкокристаллических, плазменных экранов. Эти экраны имеют как преимущества, так и общие недостатки: низкий уровень контраста и яркости, неоптимальная структура знаков, неудобство при наблюдении за экраном под острым углом зрения. Особенности изображения на экране вызывают зрительное утомление. При длительной работе на компьютере у глаз не бывает необходимых фаз расслабления мышц глаза. Аккомодирующий аппарат глаз находится в напряженном состоянии, снижается работоспособность. Возможно возникновение астигматизма [2].

Вынужденная рабочая поза оператора, выполнение стереотипных мелких движений кистями рук при наборе текста, редактировании могут приводить к заболеваниям костно-мышечной системы и периферической нервной системы. Сотрудниками кафедры охраны труда и экологии Украинской академии печати проанализированы особенности трудового процесса на компьютеризованных рабочих местах ряда организаций. Выборка жалоб на ухудшения здоровья от компьютерной техники приведена в табл. 1 в зависимости от стажа работы.

Таблица 1 – Характеристика жалоб операторов компьютерной техники

№	Симптомы воздействия компьютера	Количество работников, которые сообщили про симптомы, от общего количества опрошенных (%)		
		Стаж работы		
		До 1 года	От 2 до 3 лет	От 3 до 5 лет
1	Боль и резь в глазах	58,8	67,5	88,7
2	Головные боли	17,6	23,5	42,5
3	Боли в области спины	18,5	21,2	32,2
4	Общая усталость	29,4	25,7	42,6
5	Усталость мышц рук	15,1	22,3	38,7
6	Повышенная раздражительность	11,7	21,6	35,3
7	Нарушение ночного сна	8,3	15,5	20,6
8	Ухудшение памяти	7,2	12,3	17,1

Из анализа информации о жалобах операторов персональных компьютеров можно выделить три группы симптомов, связанных со зрительным аппаратом, костно-мышечной системой, регуляцией сосудистого тонуса. Таким образом проблема безопасной работы с видеодисплейными терминалами настолько актуальна, что нашла отражение в рекомендациях всемирной организации здравоохранения при ООН, Европейского экономического сообщества (директива № 86/ЕЕС-1992 г).

Любая болезнь проходит три стадии развития:

1. Повреждение информационного поля человека (функциональная).
2. Повреждение энергетического поля (метаболическая).
3. Манифестация симптомов, когда в тканях тела происходят структурные изменения (морфологическая).

Для снижения нервно-эмоционального напряжения, утомления зрительного анализатора, улучшения мозгового кровообращения, преодоления неблагоприятных последствий гиподинамии, предотвращения усталости разработаны гигиенические требования ГСанПиН 3.3.2.007-98 «Государственные санитарные правила и нормы работы с визуальными дисплейными терминалами электронно-вычислительных машин».

Установлены санитарно-гигиенические требования к режимам труда и отдыха. Рекомендовано использовать специальный комплекс физических упражнений направленных на снятие нервного напряжения, мышечное расслабление, снятие усталости глаз, повышение работоспособности [3].

Результаты опроса операторов персональных компьютеров показали, что, за редким исключением, они выполняют рекомендованный комплекс упражнений. Основная причина – дискомфорт во время выполнения упражнений. Метод снятия усталости зрительного аппарата должен быть коротким, эффективным, необременительным.

Целью настоящего исследования является анализ симптоматики жалоб специалистов, которые выполняют работу преимущественно с видеотерминалами и документацией, используя интенсивный обмен информацией с ЭВМ.

Задача исследования предупредить хроническое утомление зрительного анализатора, остановить развитие болезни на первой функциональной стадии, определить эффективность визуальной цветоимпульсной стимуляции для снижения усталости глаз, снятия эмоционального напряжения с помощью аппарата «АСИР» [4].

Исследование выполнено на базе профилактория ЗМКБ «Прогресс». Анализировали жалобы трех групп пользователей ПК в течение трех лет:

- инженеры, конструктора, программисты;
- служащие бухгалтерии, планово-экономического отдела, использующие разработанное программное обеспечение;
- операторы компьютерного набора.

Опрошено было 60 человек. В каждую группу из 20 человек были включены сотрудники, имеющие стаж практической работы с ПК до 3-х, до 5-ти и до 10 лет.

Работоспособность оценивалась, при опросе, самими пользователями по 5-ти бальной системе [5]. При этом учитывались признаки перенапряжения органов зрения, частота возникновения головных болей, двоение, утомляемость. Женщины чаще чувствуют дискомфортность труда, связанную с функциональным изменением здоровья. Поэтому и жалобы у них чаще, чем у мужчин (рис. 1).

По структуре недомоганий жалобы на костно-мышечную систему практически одинаковы для женщин и мужчин. Однако утомление зрительного аппарата у мужчин значительно выше. У женщин чаще наблюдается повышение артериального давления, головные боли (рис. 2).

Во время периодических медосмотров у специалистов, которые интенсивно используют компьютер в условиях значительного умственного напряжения, достаточно часто возникают психологические и поведенческие нарушения: нервозность и повышенная раздражительность, тревога, нерешительность, замкнутость. Только у 10% опрошенных отмечено удовлетворительное психоэмоциональное состояние (рис. 3).

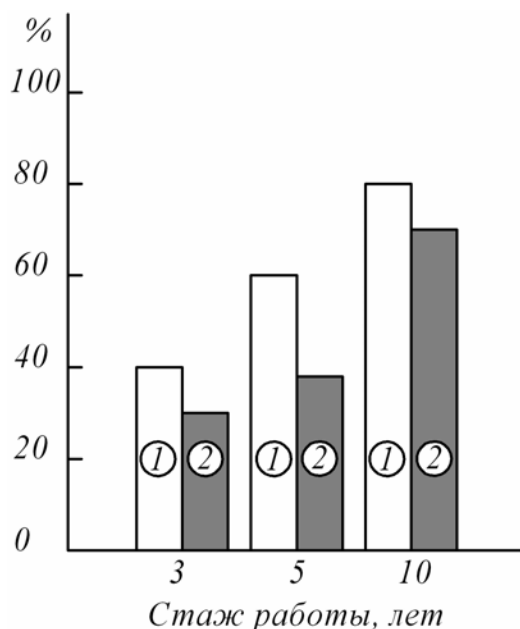


Рис. 1. Частота жалоб в течении года: ① – женщины; ② – мужчины



Рис. 2. Структура симптомов заболеваний: □ – болезни костно-мышечной системы; ▨ – вегето-сосудистая дистония; ▤ – заболевания органов зрения

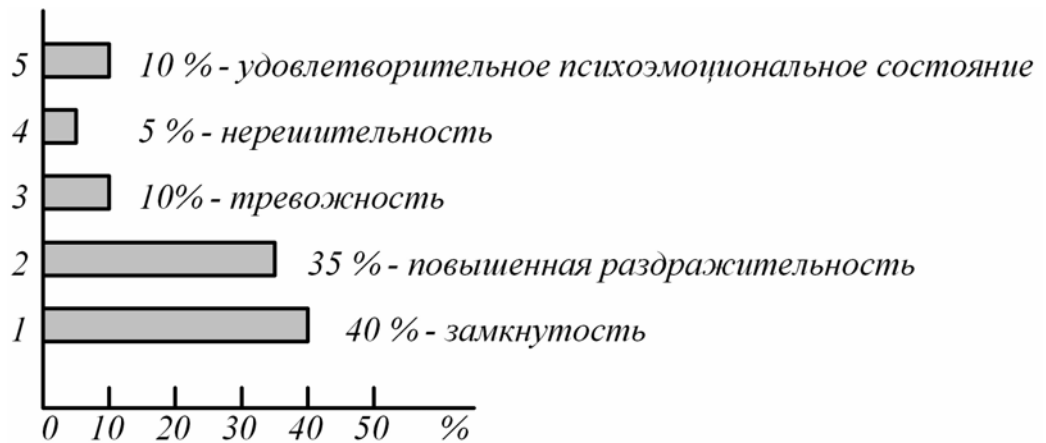


Рис. 3. Психоэмоциональное состояние операторов ПК

У 62 % опрошенных были жалобы на затуманивание зрения, неприятные ощущения в области глаз – чувство жжения, «песка», покраснение век, боли при движении глаз, двоение, трудности при переносе взгляда с ближних на дальние предметы и обратно. Хроническое утомление глаз снижает работоспособность приводит к профессиональным ограничениям. Поэтому необходима периодическая релаксация аккомодирующих мышц зрительного анализатора.

На практике используют биоритмическое воздействие на орган зрения квантов света энергией, соответствующей различным длинам волн низкой интенсивности. Рефлекторные реакции при этом выражаются в сужении и расширении зрачков, изменении формы хрусталика. При этом активизируются и укрепляются все группы глазных мышц, улучшается их кровоснабжение.

На первом этапе исследования оценивали влияние цвета на психоэмоциональное состояние оператора персонального компьютера. Из 60 человек 80 % опрошенных предпочтению отдали зеленому как нейтральному, мягкому, успокаивающему. Красный цвет – наиболее активно влияющий на человека, который побуждает его физическую силу, энергию, резко стимулирующий оказался наименее комфортным для опрошенных (рис. 4). Желтый цвет, легко стимулирующий, используют для активизации процессов возбуждения, нормализует артериальное давление. Однако по комфортности он несколько уступает зеленому.

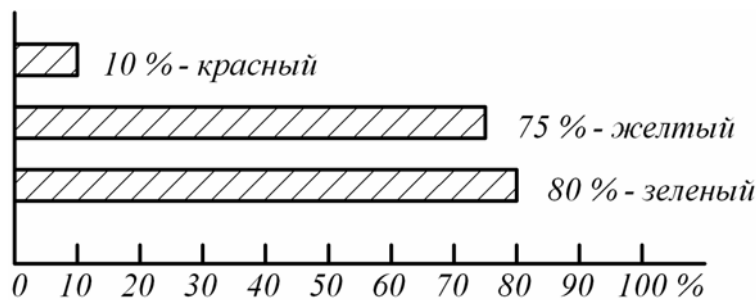


Рис. 4. Эмоциональное восприятие цвета оператором ПК

Одновременное воздействие цвета и ритмической освещенности исследовали на аппарате «АСИР» с использованием красного, желтого и зеленого светофильтров.

Желтый и зеленый светофильтры с импульсом освещенности 2 с, 4 с, 8 с по субъективному восприятию опрошенные оценили уровень комфортности (работоспособности) оценивали в 4,5 баллов. Красный светофильтр и ритмическая смена освещенности показали резкое снижение работоспособности опрошенных, а в ряде случаев даже непереносимость импульсного освещения (рис. 5).

Зеленый светофильтр с длительностью светового импульса 4 секунды наиболее благоприятно воздействует на психоэмоциональное состояние опрошенных.

Всем участникам исследования было предложено пройти курс визуальной цветоимпульсной терапии на аппарате «АСИР» на базе санатория-профилактория «Славутич» ЗМКБ «Прогрес». Курс лечения включает 15 процедур по 15 мин. по режиму: светофильтр зеленый, длительность светового импульса – 4 с.

В результате проведенного курса лечения все пользователи ПК отметили улучшение общего самочувствия (рис. 6).

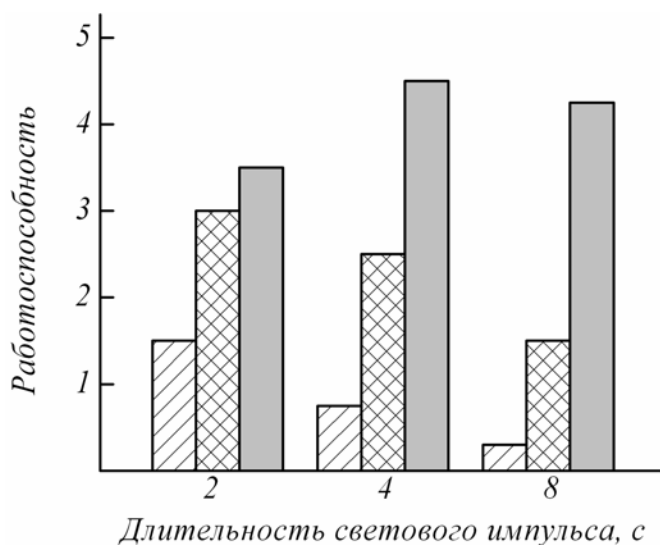


Рис. 5. Совместное влияние цвета и длительности светового импульса:

▨ – красный светофильтр; ▩ – желтый светофильтр;
 ■ – зеленый светофильтр

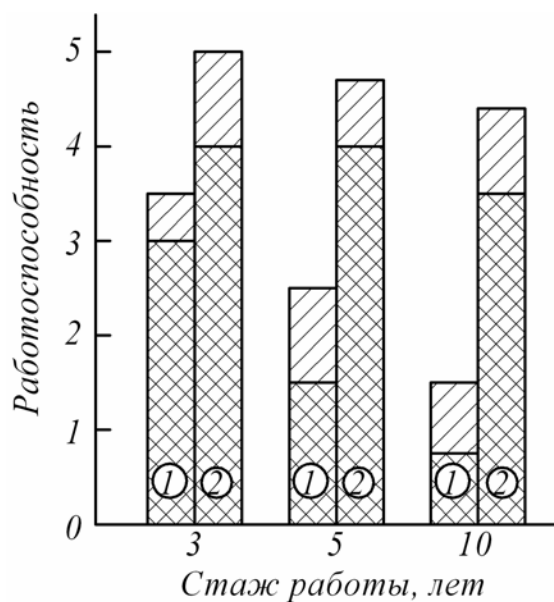


Рис. 6. Восстановительная реакция визуального цветоимпульсного воздействия на работоспособность оператора ПК:

▨ – физиотерапия, поливитамины; ① – женщины;
 ② – мужчины

Субъективная оценка восстановления работоспособности оператора ПК со стажем до 3-х и 5-ти лет оценили в 4 балла, до 10 лет – несколько меньше (3,5 балла). Причем у мужчин восстановительная реакция была более интенсивной, чем у женщин. Наиболее эффективно восстанавливается работоспособность при комплексном использовании физиотерапии и поливитаминов.

Таким образом, длительная работа за монитором компьютера ухудшает здоровье, снижает работоспособность пользователя ПК.

Консервативный, немедикаментозный метод цветоимпульсной терапии более эффективен для профилактики начальных форм заболевания зрительного аппарата человека.

Перечень ссылок

1. Жидецкий В. Ц. Охорона праці користувачів комп'ютерів : навчальний посібник / В. И. Жидецкий. – Львів : Афша, 2001. – 348 с.
2. Гігієна праці : підручник / [А. М. Шевченко, О. П. Яворовський, Г. О. Гончарук та ін.]; [ра ред. проф. А. М. Шевченко]. – К. : Інфотекс, 2000. – 608 с.
3. ГСанПиН 3.3.2.007-98 «Государственные санитарные правила и нормы работы с визуальными дисплейными терминалами электронно-вычислительных машин».
4. Аппарат визуальной цветоимпульсной стимуляции с биологической обратной связью (БОС) для снятия эмоционального напряжения (АСИР) ТУ 9.444-001-172-603189-98. Утв. Руководителем госконтроля качества и безопасности лекарственных средств медтехники Рос. Федерации.
5. Цветоимпульсная офтальмотерапия аппаратом «АСИР» в комплексном лечении синдрома хронической усталости / [Н. В. Гаврюшенко, Т. П. Михайлова, О. Б. Егорченко и др.] // Медицинская реабилитация, курортология, физиотерапия. – 2008. – № 2. – 33 с.

Одержано 08.06.2010

© 2010 Д-р техн. наук И. Д. Труфанов, Т. И. Михайлова,
 канд. техн. наук В. И. Шмырко, канд. техн. наук Г. И. Дудник

Национальный технический университет, г. Запорожье

I. D. Trufanov, T. I. Mihaylova, V. I. Shmyrko, G. I. Dudnik

REDUCING TENSIONS AKKOMODATION MACHINE OPERATOR EYES PERSONAL COMPUTER (PC)

ТЕРМІНОЛОГІЧНІ ПОМИЛКИ ОФІЦІЙНИХ ДОКУМЕНТІВ

Офіційні документи – Закони, постанови, розпорядження, інструкції тощо – часто мають термінологічні помилки. Навіть термінологічні стандарти часом страждають на них. Їхнє джерело – це кальки з російської мови, звичка думати російською мовою виконавців, які складають ці документи.

Так, всі термінологічні стандарти у своїй назві мають продовження: «...Терміни та визначення». У цьому випадку термін **визначення** вжитий не у властивому йому сенсі. Він є запозиченням з російської мови, де термін *определение* означає як змістовну, так і кількісну сторону певного явища чи об'єкта. В українській мові термін **визначення** (англ. determination) означає встановлення *кількісного* вмісту чогось. Для відображення суті, *змісту* чого-небудь, пояснення треба було б використати термін **означення** (англ. definition).

Недоречним є використання в українських стандартах терміна **повірка**, а також інших похідних від нього термінів. Цей термін взято з російської *поверки* буквально, без перекладу. Посилання на Закон [1] для його використання абсолютно не аргументовано. Суть цього терміна: встановлення відповідності метрологічних характеристик засобів вимірювання встановленим нормам, тому точніше було б замість терміна **повірка** вживати термін **метрологічна перевірка**.

Мовна практика радіо і телебачення, мова офіційних осіб і державних установ рясніє термінологічними помилками, до яких громадскість уже майже звикла.

ВАК України видав документ, в якому значиться: «...підпис **завіряю**», що є калькою з російського *заверяю*. Згідно з [2] російське слово *заверяю* може перекладатися двома способами: 1. (*уверять*) **запевняти**; 2. (*удостоверяю*) **засвідчувати**. Тобто, якщо мова йде про підписи або щось подібне, їх треба **засвідчувати**, а не **завіряти**.

І у технічній літературі, і у періодичних публікаціях часто зустрічаємось з **енергозбереженням, енергозберігаючими технологіями**. Згідно з [3] поняття **збереження, зберігати** означає: «оберігати, тримати цілим; тримати що-небудь, оберігаючи від псування; дбайливо ставитися до чого-небудь». Тобто, ці терміни більше підходять до діяльності музеїв, складів. Якщо мова йде про електричну та інші види енергії, їх можна «зберігати невитраченими; нагромаджувати внаслідок дбайливого використання» [3]. Цим діям відповідає українське слово **заощаджувати** [2,3]. Отже, логічним буде використання термінів **енергоощадження, енергоощадні технології**.

У ділових паперах можна зустріти словосполучення: **діючий** Закон, **діючий** документ тощо. Власне **дія** – це «робота, функціонування», а **діючий** – це «здатний активно діяти, впливати на що-небудь» [3]. До Закону або іншого нормативного документа цей термін не має жодного відношення. Якщо документ на даний момент має юридичну силу, він називається **чинним** [2, 3].

Окремо слід обговорити терміни, які ввійшли у нашу практику замість російського терміна *соискатель*. Зразу треба сказати, що слів **пошукувач, здобувач** у тлумачних словниках сучасної української мови немає [3, 4].

За своїм змістом українській термін **пошук** означає: «шукання, розшукування чого-небудь; робота, спрямована на відкриття чогось нового у науці; військова розвідка» [3]. У свою чергу **здобувати** – це «діставати, знаходити; одержувати (*вогонь*); видобувати з надр Землі [3].

Робота над дисертацією ґрунтується на науковому пошуці. Але людина, яка претендує на здобуття наукового ступеня, не займається у прямому сенсі розшукуванням чогось разом з кимось, про що говорить зокрема префікс *со-* російського терміна *соискатель*. У словнику [5] термін «*соискатель (чого)*» перекладається так: 1. особа, яка бажає одержати (*що*); 2. (*участник соискания*) учасник змагання на одержання (*чого*); 3. (*претендент*) претендент (*на що*). Тут же дається пояснення: **защита диссертации на соискание ученой степени** – це **захист дисертації на здобуття наукового ступеня**. Це означає, що в українській мові немає іншого однослівного терміна, який відповідав би російському терміну *соискатель*, крім терміна **претендент**. Підсумовуючи все вищезгадане, можна зробити висновок, що більш точним українським відповідником терміна *соискатель* є вираз **претендент на здобуття** (наукового ступеня) [5, 6]. **Пошукувач, здобувач** – це не зовсім вдалі новотвори, які ввійшли у життя, скоріш за все, завдяки своїй скороченій формі, бажанню передати поняття одним словом, а не виразом, який складається з декількох слів.

У практиці наукових працівників нерідко виникає необхідність висловити свою думку, надати рецензію на вихід якоїсь книги, на виступ у пресі або автореферат дисертації. Ці документи мають заголовки на смак авторів: **відгук, відзив** або **відклик**. Всі вони правлять за відповідник російському терміну *отзыв*. Використовуючи той чи інший варіант заголовка, автори, як правило, посилаються на певні офіційні документи. Проте в українській мові ці три згадані вище терміни мають різний зміст.

Портал української мови і культури «www.slovyk.net» [4] тлумачить їхній зміст так.

Відгук 1. відбиття звуку, луна; 2. відповідь на чие-небудь звертання, поклик; 3. душевний стан, дія, що є відповіддю на що-небудь; 4. **критична стаття, зумовлена появою якоїсь книги, виступу** тощо (напр., *відгук провідної організації на автореферат*).

Відзив 1. усна оцінка чого-небудь; 2. *військ.* умовна таємна відповідь на пароль.

Відклик 1. дія за значенням *відкликати* (напр., *відклик позики, акції, підпису під документом* тощо); 2. відповідь на чие-небудь звертання.

На цій підставі можна зробити висновок, що для критичного документа стосовно змісту книги, статті, дисертації або автореферату треба використовувати назву **відгук**.

Іноді навіть державні стандарти наводять або неузгоджені терміни, або терміни, не властиві українській мові.

У ДСТУ 3022-95 [7] йде мова про «*короблення* оболонкових форм» замість **жолоблення**, а у змішувач рекомендується подавати *керосин* замість **гасу**.

Стандарти ДСТУ 2825-94 [8] і ДСТУ 2541-94 [9] не узгодили переклад терміна *стержень*. ДСТУ 2825-94 використовує термін **стержень**, а термін **стрижень** має помітку «ндп», тобто «не допускається вживати». Одночасно у ДСТУ 2541-94 маємо «*ливарний стрижень*», «*стрижньову суміш*».

У самому ДСТУ 2541-94 [9] є неузгодженість з використанням прийменників **по** і **за**: лиття **за** газифікованою моделлю; формування **за** CO₂ — процесом; але лиття **по** витоплюваній моделі.

Згідно з вимогами української граматики прийменник **по** використовується: 1. для позначення руху по чомусь (*по дорозі, по рейках*); 2. для позначення часу (*по обіді, по закінченні*); 3. для вираження наміру (*йти по хліб*); 4. для позначення розміщення або межі (*по праву руку, по цю лінію*). Тому для означення методики, технології треба використовувати прийменник **за**: лиття **за** витоплюваною моделлю.

ДСТУ 2497-94 [10] «Різьба, різьбові з'єднання» вводить своїх користувачів в оману. Разом з державним стандартом деякі викладачі і навіть підручники за звичкою продовжують використовувати у своїй практиці термін **різьба** для означення відповідного з'єднання. Словники [2–5] вважають, що **різьба** має відношення до мистецтва: «*мистецьке вирізування візерунка на твердому матеріалі*». А «*гвинтова канавка на циліндричній (конічній) поверхні чого-небудь*» – це **різь**.

Причиною таких неточностей і помилок найчастіше є звичка до російського способу думання, незацікавленість авторів у точній передачі думки, застарілість деяких термінологічних стандартів тощо.

Проте на сьогодні достатньо вироблені українські терміни є в усіх галузях науки і техніки. До того ж термінологічний процес не стоїть на місці. Працює технічний комітет стандартизації науково-технічної термінології Держспоживстандарту і Міносвіти, регулярно провадяться термінологічні конференції, кожного року видається маса словників, з часом все кращих. Треба лише виявити інтерес, зацікавленість у точному терміні або вислові. Як казав М. Рильський, «не бійтесь заглядати у словник». Не треба боятися багатозначних термінів для означення того чи іншого процесу (явища), але треба уникати неточностей, невластивих українській мові термінів, навіть якщо вони записані у законі чи документі поважної установи.

Перечень ссылок

1. Закон України «Про метрологію та метрологічну діяльність».
2. Новий українсько-російський і російсько-український словник. – Х. : друк. центр «Сдінорог», 2000. – 576 с.
3. Великий тлумачний словник сучасної української мови / Уклад. і голов. ред. В. Т. Бусел. – К., Ірпінь : ВТФ «Перун», 2001. – 1440 с.
4. Словник-нет. Портал української мови та культури: www.slovnkyk.net.
5. Русско-украинский словарь, т. 3, про–Я. – К. : Наукова думка, 1970. – 727 с.
6. Російсько-український словник наукової термінології : Суспільні науки / Й. Ф. Андерш та ін. – К. : Наукова думка, 1994. – 600 с.
7. Лиття в оболонкові ливарні форми. Загальні вимоги та норми : ДСТУ 3022-95. – [Чинний від 1996-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 38 с.
8. Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять : ДСТУ 2825-94. – [Чинний від 1998-01-01]. – К. : Держспоживстандарт України, 1998. – 42 с.
9. Виробництво ливарне. Терміни та визначення : ДСТУ 2541-94. – [Чинний від 1995-01-07]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 67 с.
10. Основні норми взаємозамінності. Різьба і різьбові з'єднання. Терміни та визначення : ДСТУ 2497-94. – [Чинний від 1995-01-07]. – К. : Держспоживстандарт України, 1996. – 48 с.

Одержано 22.06.2010

© 2010 Канд. техн. наук В. М. Плескач

Национальный технический университет, г. Запорожье

V. M. Pleskach

TERMINOLOGICAL ERRORS IN OFFICIAL DOCUMENTS

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні №2/2010**

науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Коректори:

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук, Я. О. Мамойко

Підписано до друку 13.07.2010. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.

Тираж 300 прим. Зам. № 1389.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64