

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

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

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

1'2012

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
2012

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

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

Статті, що публікуються в журналі, реферуються в базах даних та РЖ 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 Е. І. Цивірко (ЗНТУ), Україна

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

політехніка»), Україна

Україна

д-р техн. наук М. М. Бриков (ЗНТУ), Україна

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

д-р техн. наук В. О. Толєк (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. Мамоєко, М. Л. М'ясников, Н. І. Висоцька

Рукописи надісланих статей проходять додаткове незалежне рецензування з залученням провідних фахівців України та інших країн, за результатами якого редакційна колегія ухвалює рішення щодо можливості їх опублікування. Рукописи не повертаються.

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 6 від 27 лютого 2012 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. Мамоєко

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

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

Заместители главного редактора:

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

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

Члены редколлегии:

д-р техн. наук А. Д. Коваль (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия
д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ РАН), Россия
д-р техн. наук В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»), Украина
д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетАУ), Украина
д-р техн. наук З. А. Дурягина (НУ «Львівська політехніка»), Украина
д-р техн. наук М. Н. Брыков (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина
д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина
д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (ЗГИА), Украина
действ. член НАНУ М. И. Гасик (НМетАУ), Украина
д-р техн. наук Б. П. Серета (ЗГИА), Украина
д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИспецсталь), Украина
д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), Украина
д-р техн. наук В. А. 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 № 6 от 27 февраля 2012 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

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

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

До відома авторів

Журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» внесено до переліку наукових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття вчених ступенів доктора і кандидата технічних наук. **Передплатний індекс журналу за каталогом Укрпошти 23721.**

Журнал видається двічі на рік.

ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

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

Параметри сторінки:

- розмір сторінки - А4 (210×297);

- орієнтація – книжна;

- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;

- міжрядковий інтервал – 1,5;

- поля – 20 мм.

Структура статті

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

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

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

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

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

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

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

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

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

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

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ

БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

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

Формули

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

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

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

Список літератури

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

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

До редакції журналу слід подати:

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

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ,

НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

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

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Панкова М.Н., Филиппов Г.А.</i> СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРИП-СТАЛИ СИСТЕМЫ С-Ni-Cr	8
<i>Ольшанецкий В.Е., Снежной Г.В.</i> О ВЫСОКОТОЧНОЙ ОЦЕНКЕ ИСТИННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ТОЧЕК В СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО И АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАССОВ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВЫХ ФАКТОРОВ	15
<i>Бобырь С.В., Большаков В.И.</i> ДИФфуЗИОННАЯ МОДЕЛЬ АУСТЕНИТО-ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	21
<i>Воденников С.А. Скачков В.А., Воденникова О.С., Иванов В.И.</i> ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	27
<i>Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В.</i> ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ВОЛЬФРАМА К МОЛИБДЕНУ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЖСЗЛС, ОПТИМАЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ГАФНИЕМ И ТАНТАЛОМ	31
<i>Зеленюк Ю.О., Чорний В.М., Шаломеев В.А., Цивірко Е.І.</i> КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ-5 З ТИТАНОМ І ЦИРКОНІЄМ	35
<i>Куцова В.З., Носко О.А., Аюпова Т.А., Купчинская А.О.</i> СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОРШНЕВОГО СИЛУМИНА АК18 ПОСЛЕ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ	40
<i>Зеленюк А.Н., Елькин А.В., Наумик В.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МЕРНЫХ СЛИТКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ 100 % ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ВОЗВРАТА, РАФИНИРОВАННОГО МЕТОДОМ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	45
<i>Глотка О.А., Коваль А.Д., Грешта В.Л.</i> ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ РУЙНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗИЙНОСТІЙКОГО СПЛАВУ ЗМІ-ЗУ (ХН64ВМКЮТ)	49

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Коробко А.В., Лавренко А.С.</i> О ФОРМИРОВАНИИ ЛИСТОВЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ С МАТРИЦАМИ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ, УПРОЧНЕННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ ВОЛЬФРАМОВЫМИ ВОЛОКНАМИ	52
<i>Сочава А.І., Глушко В.І., Мартовицький Л.М., Курлаєва Ю.С.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НА ОПІР ВТОМІ В УМОВАХ АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ	55

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С., Кобец В.С.</i> МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ШЛАКОВЫХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ РАФИНИРОВАНИИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ	61
<i>Lisenkov A.A., Valuev V.P., Sanchugov E.L.</i> RESEARCH OF THE VACUUM ARC DISCHARGE ON INTEGRALLY COLD CATHODE DURING COATING PROCESSES	66
<i>Петрищев А.С.</i> ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ОКАЛИНЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ	71
<i>Ольшанецкий В.Ю., Нестеров О.В., Гоменюк С.І., Гребенюк С.М.</i> АНАЛІТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ЙОННОГО АЗОТУВАННЯ МАЛОВУГЛЕЦЕВОЇ НЕІРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ НА ПОКАЗНИКИ ЇЇ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ	76

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Шамровский А.Д., Миняйло Т.А., Колесник Д.Н.</i> УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫЙ МЕТОД ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ ДЛЯ РАСЧЕТА ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СТЕРЖНЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ	83
<i>Максимов А.Б.</i> РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ УПРОЧНЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЦИКЛИЧЕСКИМ ИЗГИБОМ	87
<i>Поляков А.М., Колесова М.А., Челенюк Е.А.</i> ЧИСЛЕННО-АНАЛИТИЧЕСКИЙ МЕТОД РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ КИНЕМАТИКИ ШАРНИРНЫХ МЕХАНИЗМОВ С НЕСКОЛЬКИМИ СТЕПЕНЯМИ ПОДВИЖНОСТИ	90
<i>Шамровский А.Д., Егармина Л.Н.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ИЗГИБНЫХ ВОЛН В БАЛКЕ НА ОСНОВЕ УТОЧНЕННОЙ МОДЕЛИ	97
<i>Мельничук П.П., Лоев В.Ю., Степчин Я.А.</i> ДИНАМІКА ПРИВОДУ ПОДАЧ ВЕРСТАТА ДЛЯ ТОРЦЕВОГО ФРЕЗЕРУВАННЯ З ДИСКРЕТНОЮ ПОДАЧЕЮ ПРИ ВІДСУТНОСТІ РІЗАННЯ	102
<i>Костюшко И.А., Швыдкая С.П., Куземко А.В.</i> РОЛЬ ПАРАМЕТРИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА В СТАБИЛИЗАЦИИ ВЯЗКОУПРУГОГО СТЕРЖНЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СЛЕДЯЩЕЙ СИЛЫ	108
<i>Кадильникова Т.М., Шинковская И.Л., Заец И.П., Кадильников С.В.</i> МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ УПРАВЛЕНИЯ СОСТОЯНИЕМ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ	112
<i>Любимый Ю.Н.</i> МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ИНТЕНСИВНОСТИ КАВИТАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПО ХАРАКТЕРИСТИКАМ ШУМА	115
<i>Поляков А.М.</i> ПРИЛОЖЕНИЕ НОВОГО ЧИСЛЕННОГО МЕТОДА РЕШЕНИЯ СИСТЕМ ПОЛИНОМИАЛЬНЫХ УРАВНЕНИЙ К ЗАДАЧАМ КИНЕМАТИКИ ШАРНИРНЫХ МЕХАНИЗМОВ	120

<i>Кадильникова Т.М., Криворучко А.М., Силина Н.А., Кадильников С.В.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОБСТВЕННЫХ ЧАСТОТ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ РАБОЧИХ ОРГАНОВ КОЛОСНИКОВЫХ ГРОХОТОВ	126
<i>Мартовицкий Л.М., Кутепов Б.М., Курлаева Ю.С., Мельник Д.О., Дубов А.В.</i> ВАЖИЛЬНИЙ ПРИВІД ДЛЯ ДІЛИЛЬНИХ СТОЛІВ	130
<i>Мазін В.О.</i> МАШИННА ОБРОБКА ХАРАКТЕРИСТИК КОМПРЕСОРА І ТУРБИНИ ТЕПЛООВОГО ДВИГУНА І АГРЕГАТА НАДДУВУ КОМБІНОВАНОГО ДВЗ	133
<i>Kolyada A.F., Sokol T.A., Prokopenko D.S., Ishkova L.A., Bezhenova V.S.</i> VIBRATIONS DECREASE IN MACHINES WITH CONTINUOUS IMPACT ACTION BY INTRODUCTION OF NON-LINEAR RESILIENT ELEMENTS	137
<i>Шанина З.М., Гальченко Л.В., Мартовицкий Л.М.</i> МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТИ ЗУБЧАТОГО РАБОЧЕГО ОРГАНА ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОЧВЫ	139

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

<i>Бабушкін Г.Ф., Турпак С.М., Грицай С.В., Веремєєнко Л.А.</i> УДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСІВ ДОСТАВКИ ТА ВАНТАЖОПЕРЕРОБКИ ПАЛИВА В УМОВАХ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА	144
---	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Поляков С.П., Фенько І.І., Беспалько С.А., Губар Є.Я.</i> ЛОКАЛЬНЕ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕПЛОВИХ ПОТОКІВ	147
<i>Вініченко В.С., Ольшанецький В.Ю., Перецьолкіна М.М.</i> ПРО ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ КОМІРЧАТОЇ СТРУКТУРИ У W-Th ДРОТІ ПРИ ЙОГО ДЕФОРМАЦІЇ	149
<i>Геллер А.Л., Горелик В.Г.</i> ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2011»	153

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 539.4:620.1

Д-р техн. наук В. Ф. Терентьев¹, канд. техн. наук Л. Е. Алексеева², С. А. Кораблева¹,
канд. техн. наук Д. В. Просвирнин¹, канд. техн. наук М. Н. Панкова²,
д-р техн. наук Г. А. Филиппов²

¹ Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
² ГНЦ ЦНИИчермет им. И. П. Бардина;
г. Москва

СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРИП-СТАЛИ СИСТЕМЫ С-Ni-Cr

Приводятся характеристики статической и усталостной прочности трип-стали системы С-Ni-Cr. Анализируются особенности изменения структурного состояния высокопрочной тонколистовой трип-стали в процессе статического и циклического деформирования в области многоциклового усталости. На основе фрактографического анализа изломов высокопрочной стали исследуются механизмы ее усталостного разрушения.

Ключевые слова: трип-стали, фазовый состав, механические свойства, усталостная прочность, фрактография разрушения.

Введение

Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной превращением, часто называют ПНП-сталями или трип-сталями (сокращение слов transformation induced elasticity – TRIP). Эти стали обладают повышенной пластичностью за счет превращения при пластической деформации аустенитной составляющей структуры в мартенсит деформации [1, 2]. К классу трип-сталей относятся высокопрочные коррозионностойкие мартенситно-аустенитные стали с большим содержанием никеля и хрома (например, сталь 23X15H5CM3Г [3–5]), а также низколегированные стали системы С-Si-Mn, структура которых состоит из феррита, бейнита и остаточного аустенита [6–8]. Высокопрочные трип-стали используются в авиационной промышленности при изготовлении ответственных деталей летательных аппаратов (в частности, торсионов втулок несущих винтов вертолетов), а трип-стали системы С-Si-Mn в автомобильной и ряде других отраслей промышленности [8]. Поэтому очень важно знать особенности поведения этих сталей в условиях циклического деформирования.

Исследования [4] образцов из высокопрочной TRIP стали воздушной и вакуумной плавки (Fe-9Cr-8Ni-4Mo-2Mn-2Si-0,3C, вес. %) показали, что при многоцикловом усталостном нагружении аустенитно-мартен-

ситная трип-сталь обладает высокой циклической прочностью (предел выносливости σ_R достигает 1240 МПа) за счет повышенных прочностных и пластических свойств при статическом растяжении. Термическая обработка (в основном отпуск) по оптимальному режиму после предварительной пластической деформации может приводить к повышению стабильности аустенитной составляющей трип-стали за счет выпадения мелкодисперсных карбидов и улучшению характеристик циклической прочности и трещиностойкости [4]. В работе [5] на тонколистовых образцах из трип-стали 23X15H5CM3Г было показано, что в процессе многоциклового циклического деформирования может происходить прирост количества мартенсита деформации, увеличение плотности дислокаций в аустените и релаксация микронапряжений.

Особенностью поведения высокопрочных сталей в области многоциклового усталости является то, что у них предел выносливости находится ниже статического предела текучести и, таким образом, фазовое превращение в трип-сталях может происходить только в интервале температур M_s - M_s^σ (M_s – температура начала мартенситного превращения, связанного с напряжением; M_s^σ – температура окончания мартенситного превращения, связанного с деформацией). Кроме того, в высокопрочном состоянии в макроупругой области

(ниже статического предела текучести) микропластическая деформация при усталости протекает в основном за счет процессов микротекучести в приповерхностном слое металла и только после зарождения начальной усталостной трещины критической длины в этом слое распространение магистральной усталостной трещины происходит по основному объему металла [9–11]. К тому же, известно, что мартенситное превращение начинается на поверхности металла и затем распространяется вглубь образца (размерный эффект), что свидетельствует о важной роли поверхности при фазовых превращениях такого типа [12]. И наконец, большой спецификой многоциклового деформирования является многократность нагружения на пределе выносливости (до 10^7 циклов и более) в области микротекучести. Этот последний фактор, по видимому, может изменять температурный интервал M_s - M_s^* . В работе [13] отмечается, что M_s^* и M_d (M_d – температура, выше которой деформация не вызывает мартенситного превращения) – температуры, зависящие от напряженного состояния в результате наличия трехосного напряженного состояния и изменения объема при мартенситном превращении.

Несмотря на ряд работ [14–20], выполненных по изучению усталостной прочности трип-сталей, остается еще много неясных вопросов, связанных особенностями структурных изменений в процессе циклического деформирования этих сталей. В настоящей работе определялись статическая и усталостная прочность, а также механизмы разрушения тонколистовой трип-стали системы С-Ni-Сг.

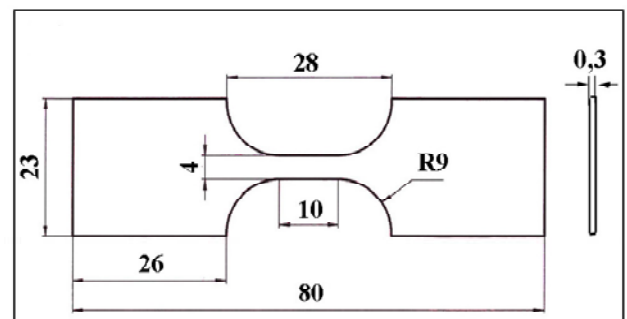
Материал и методика исследований

Исследовали статическую и усталостную прочность двух серий образцов трип-стали из холоднокатанной ленты толщиной 0,3 мм (серии 1 и 2) и образцы из ленты толщиной 0,8 мм после теплой прокатки (серия 3). В исходном состоянии структура исследованных образцов из трип-стали является двухфазной: аустенит + мартенсит деформации. Фазовый состав, микродеформацию решетки ($\Delta a/a$) и остаточные напряжения образцов в исходном состоянии определяли с помощью дифрактометра ДРОН-3М (в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении) с графитовым монохроматором.

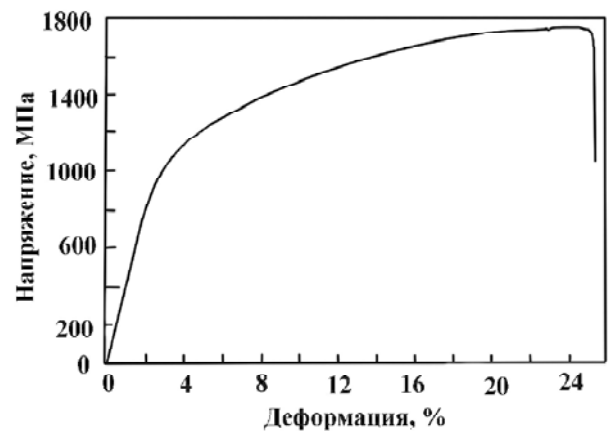
Обработка экспериментальных данных производилась по комплексу КО-ИМЕТ. Качественный и количественный рентгеновский фазовый анализ осуществлялся с помощью программы XRAYAN и Базы дан-

ных PDF (POWDER DIFFRACTION FILE). Интенсивности во всех образцах, имеющих текстуру, были пересчитаны в расчете на безтекстурный образец. Химический и фазовый состав исследованных серий трип-сталей представлен в таблице 1. В этой таблице приведены средние значения фазового состава с разбросом данных $\pm 8\%$. Фрактографические исследования поверхностей разрушения были проведены на сканирующем электронном микроскопе VEGA\SBU.

Механические свойства при статическом растяжении определяли на механической 10-тонной машине Instron 3380, а испытания на усталость проводили на установке Instron Electropuls E 3000 в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла $\sigma_{\min} = 100$ МПа и частотой нагружения 30 Гц. Для проведения как статических, так и усталостных испытаний использовались одни и те же образцы (рис. 1, а).



а



б

Рис. 1. Форма и размеры образца для испытания на статическое растяжение и усталость при повторном растяжении (а) и кривая статического растяжения трип-стали образцов серии 1 (б)

Таблица 1 – Химический состав исследованных серий трип-сталей

Серия	Фазовый состав, % γ -Fe/ α -Fe	Содержание элементов, вес. %								
		C	Si	Mn	Ni	S	Cr	Mo	Ti	Al
Серия 1	39/61	0,214	0,572	0,493	5,590	0,004	10,80	2,08	0,015	0,007
Серия 2	33/67	0,25	0,519	0,397	5,520	0,005	10,00	1,82	0,014	0,010
Серия 3	91/9,9	0,20	0,425	0,398	5,770	0,001	14,30	2,60	0,012	0,004

В результате прокатки в образцах серии 1 сформировалась структура с вытянутыми вдоль прокатки зернами аустенитной фазы γ (светлые участки на рис. 2, а) протяженностью до 100 мкм и темными участками мартенсита деформации α' . В некоторых областях мартенситной фазы наблюдаются микротрещины протяженностью ~ 35 мкм (область А на рис. 2, а). В аустенитной составляющей структуры остаточные напряжения сжатия составляли -460 МПа, а в мартенсите деформации остаточные напряжения растяжения $+510$ МПа. В исходном состоянии образцы серии 2 толщиной 0,3 мм имели очень сильно выраженную текстуру по плоскости (220) аустенита и по плоскости (211) мартенсита, а в образцах серии 3 толщиной 0,8 мм текстура практически не наблюдалась.

Для примера, на рис. 1, б представлен вид кривой статического растяжения образцов холоднокатаной

ленты толщиной 0,3 мм серии 1. Кривая статического растяжения образцов ленты толщиной 0,8 мм представлена на рис. 3, а. В конце стадии деформационного упрочнения на кривой растяжения наблюдалась небольшая зубчатость (рис. 3, б), что, по-видимому, связано с дополнительным образованием мартенсита деформации. Были получены следующие механические свойства исследованных образцов (таблица 2).

Видно, что у образцов серии 3 толщиной 0,8 мм с меньшей объемной долей мартенсита наблюдаются более низкие механические свойства (предел прочности и предел текучести), но более высокое относительное удлинение по сравнению с образцами серии 1 и 2. Соответственно характеристики циклической прочности выше у образцов серий 1 и 2 (рис. 4). У образцов серий 1 и 2 предел выносливости σ_R находится в интервале напряжений 780–800 МПа (отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,43$),

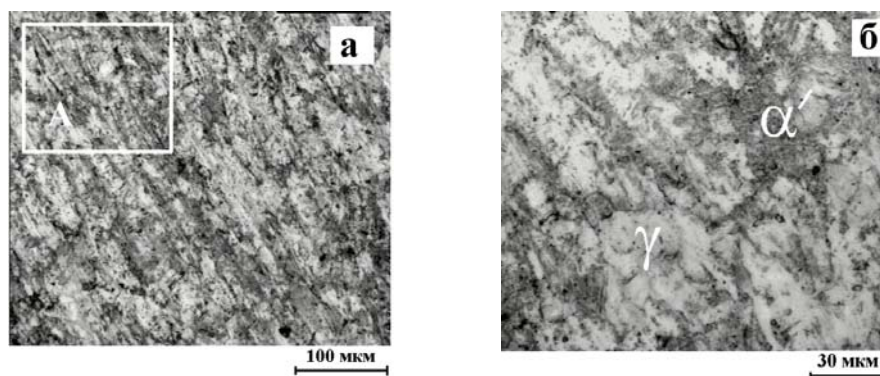


Рис. 2. Структура холоднокатаной ленты двухфазной трип-стали серии 1

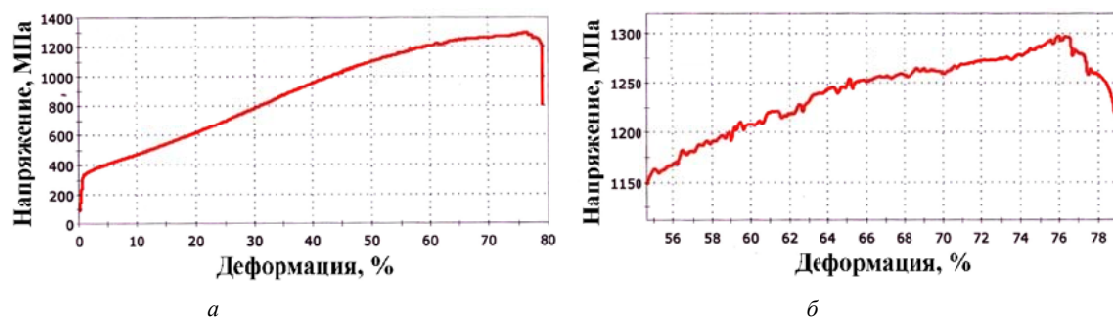


Рис. 3. Кривые статического растяжения трип-стали серии 3:

а – кривая растяжения; б – конечный участок кривой растяжения

Таблица 2 – Механические свойства образцов из трип-стали 23Х15Н5СМ3Г

Свойство	Значение
Предел прочности σ_B , МПа	1250
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	1150
Относительное удлинение δ_5 , %	78
Относительное сужение ψ , %	45
Удлинение при разрыве δ_{10} , %	65
Удлинение при разрыве δ_{20} , %	55
Удлинение при разрыве δ_{30} , %	45
Удлинение при разрыве δ_{40} , %	35
Удлинение при разрыве δ_{50} , %	25
Удлинение при разрыве δ_{60} , %	15
Удлинение при разрыве δ_{70} , %	5
Удлинение при разрыве δ_{80} , %	0

* Механические свойства при статическом растяжении определяли на образце, который простоял 10^7 циклов при $\sigma_{max} = 740$ МПа

а у образцов серии 3 составляет 470 МПа (отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,36$). Ограниченная долговечность также выше у образцов серий 1 и 2 с более высокими механическими свойствами.

Исследование изменения твердости образцов серии 2 в зависимости от числа циклов до разрушения показало (рис. 5), что в процессе циклического деформирования происходит разупрочнение материала, которое может быть связано с наличием в материале перед разрушением большого количества микротрещин.

В работе [5] на образцах из ленты из трип-стали 23Х15Н5СМ3Г толщиной 0,3 мм было показано, что при испытании на усталость при $\sigma_{\max} = 1000$ МПа ($\sigma_{\min} = 500$ МПа) происходит дополнительное превращение исходного аустенита в мартенсит деформации. При этом происходит снижение среднего уровня микронапряжений и локальной концентрации микронапряжений. В настоящей работе в образцах серии 2, испытанных при $\sigma_{\max} = 880$ МПа (долговечность до разрушения $N_p = 1,5 \cdot 10^4$ циклов) и $\sigma_{\max} = 780$ МПа

(долговечность до разрушения $N_p = 3 \cdot 10^6$ циклов), практически не было обнаружено изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием. Так же, как и в исходном состоянии наблюдалась сильно выраженная текстура по плоскости (220) аустенита и по плоскости (211) мартенсита. Возможно, что в отличие от работы [5], в нашем случае максимальное напряжение цикла при проведении испытаний на усталость не было выше предела текучести.

Характер поверхности разрушения при статическом растяжении образцов из трип-стали серии 1 представлен на рис. 6. При небольшом увеличении на рис. 6, а видна небольшая локальная зона вытяжки (область А), в результате чего часть поверхности разрушения образована макросдвигом (рис. 6, б). Основная же поверхность статического разрушения перпендикулярна направлению оси растяжения. Механизм статического разрушения связан с типичным вязким ямочным разрушением (зона А на рис. 6, в), а на сдвиговых участках поверхности разрушения наблюдаются вытянутые ямки, типичные для вязкого сдвигового разрушения.

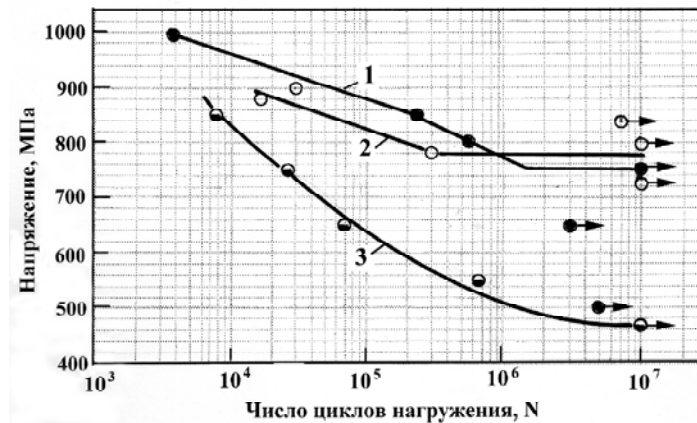


Рис. 4. Кривые усталости образцов из трип-стали при повторном растяжении: номера на рисунке соответствуют номерам серий

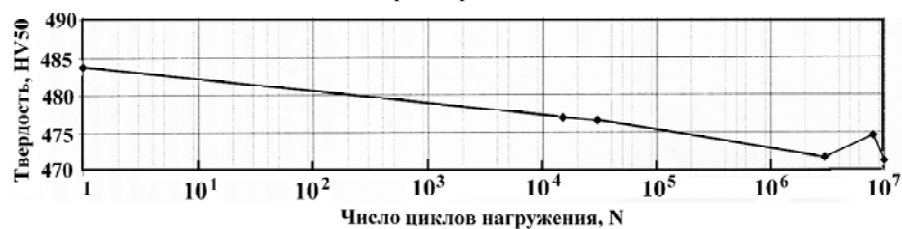


Рис. 5. Изменение твердости образцов серии 2 в зависимости от числа циклов до разрушения

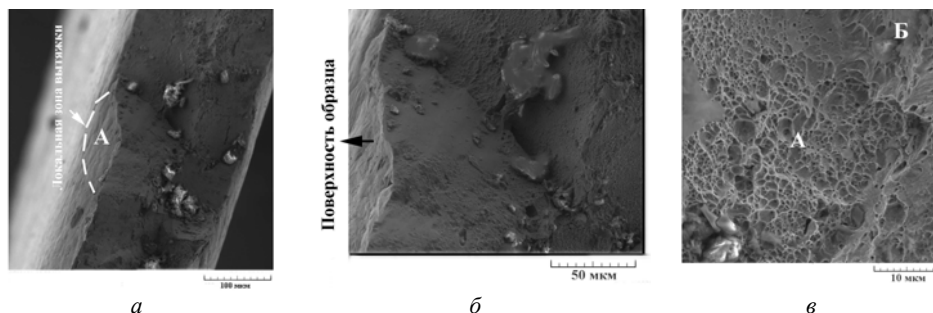


Рис. 6. Фрактография поверхности разрушения при статическом растяжении трип-стали серии 1

На рис. 7, *a* представлен общий вид части поверхности усталостного разрушения образца из трип-стали серии 1, где с угла боковой поверхности образца зародилась усталостная трещина и откуда началось ее стабильное распространение (рис. 7, *a* – область А). В области Б происходил ускоренный рост усталостной трещины (стрелками показано направление распространения трещины). На рис. 7, *б–д* представлены фрактографические картины поверхностного рельефа в зоне стабильного роста усталостной трещины, которые отражают специфику двухфазной структуры материала. Видно, что наблюдается довольно плоский рельеф с характерными квазихрупкими усталостными бороздками, наличие которых отражает прерывистый рост усталостной трещины. В более пластичной аустенитной фазе наблюдаются типичные регулярные усталостные бороздки (зона А на рис. 7, *б*), а в области мартенсита деформации усталостные бороздки имеют нерегулярный извилистый характер и между ними наблюдается вторичное растрескивание (зона Б на рис. 7, *б*). Наблюдаются также участки квазивязкого рельефа, а также трещины, вытянутые вдоль направления распространения усталостной трещины, по-видимому, обусловленные скоплением неметаллических включений и расслоением материала (стрелка) (рис. 7, *в*). Эти трещины, по-видимому, возникли уже при холодной прокатке в мартенситной фазе (рис. 2, *a*). Переход к уско-

ренному росту усталостной трещины связан с наличием большого количества микротрещин вторичного растрескивания (рис. 7, *з*) и появлением участков поверхностей вязкого разрушения с признаками формирования ячеистой структуры (рис. 7, *д*). На рис. 7, *е* отчетливо видна зона перехода от усталостного разрушения (область А) к вязкому статическому долому (зона Б). Виден также дефект в виде трещины, образованный из-за скопления включений. Статический долом образца связан с типичным вязким ямочным рельефом.

На рис. 8 представлены фрактографические картины поверхности усталостного разрушения образца серии 3. На общем виде излома хорошо видна зона усталостного разрушения (зона А на рис. 8, *a*) и зона статического вязкого ямочного долома (зона Б на рис. 8, *a* и рис. 8, *б*). Зона стабильного усталостного разрушения связана с вязким бороздчатым рельефом, который расположен между гребенчатыми образованиями (рис. 8, *в, з*). На стадии ускоренного развития трещины ближе к зоне статического долома наблюдается квазихрупкая поверхность разрушения и вторичное растрескивание (рис. 8, *д*). Однако в аустенитных зернах отчетливо проявляются пластичные усталостные бороздки (рис. 8, *е*). Статический долом образцов серии 3 также связан с типичным вязким ямочным рельефом.

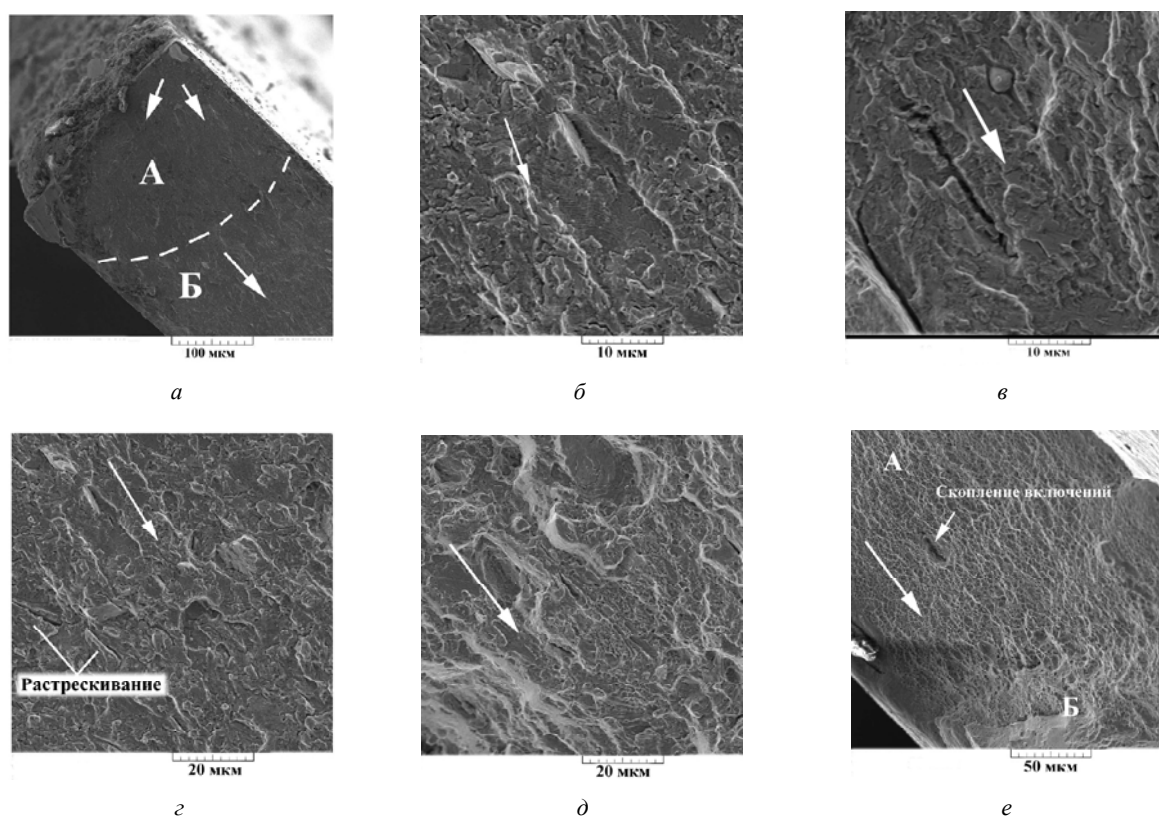


Рис. 7. Фрактография поверхности усталостного разрушения в образцах трип-стали серии 1 (стрелками указано направление распространения трещины): *a, б, з, д, е* – $\sigma_{\max} = 850$ МПа, $N = 2,2 \cdot 10^5$ циклов до разрушения;
в – $\sigma_{\max} = 800$ МПа, $N = 5,54 \cdot 10^5$ циклов

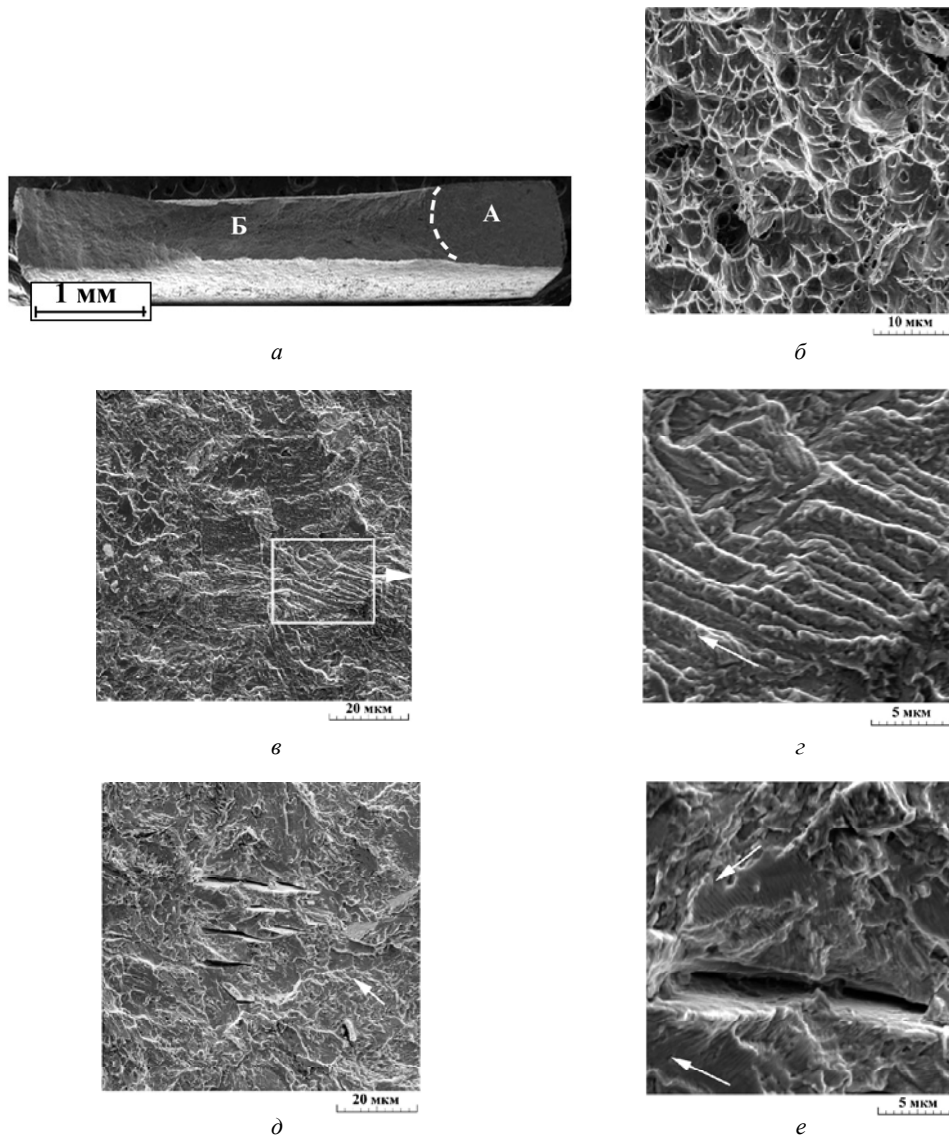


Рис. 8. Фрактография усталостного разрушения образца из трип-стали серии 3 ($\sigma_{\max} = 650 \text{ МПа}$, $N = 6,5 \cdot 10^4$ циклов нагружения); стрелками указано направление распространения трещины

Выводы

Механические испытания трех серий образцов из трип-стали после холодной и теплой прокатки показали более высокую статическую и усталостную прочность у образцов после холодной прокатки: $\sigma_B = 1750 \text{ МПа}$ (при относительном удлинении 21,6 %), $\sigma_R = 750 \text{ МПа}$ (на базе 10^7 циклов), отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,43$. После теплой прокатки указанные характеристики прочности существенно меньше: $\sigma_B = 1208 \text{ МПа}$, $\sigma_R = 470 \text{ МПа}$, $\sigma_R/\sigma_B = 0,36$.

При исследованных режимах усталостного нагружения образцов из трип-стали после холодной прокатки дополнительное фазовое превращение остаточного аустенита в мартенсит деформации не наблюдалось. Однако на поверхности усталостного разрушения таких образцов наблюдается довольно плоский рельеф с характерными квазивязкими усталостными бо-

роздками, наличие которых отражает прерывистый рост усталостной трещины.

У образцов после теплой прокатки зона стабильного усталостного разрушения связана с вязким бороздчатым рельефом, который расположен между гребенчатыми образованиями.

Статический долом во всех исследованных сериях образцов был связан с типичным вязким ямочным рельефом.

Список литературы

1. Olson G. B. Transformation Behavior of TRIP Steels / G. B. Olson, M. Azrin M. // Metallurgical Transactions. – 1978. – Vol. 9A, N 5. – P. 713–721.
2. Analysis of the martensitic transformation at various in TRIP steel / [M. R. Berrahmoune, S. Berveiller, K. Inal and etc.] // Materials Science and Engineering, A, 378. – 2004. – P. 304–307.

3. Усталостная прочность тонколистовой трип стали / [В. Ф. Терентьев, Л. Е. Алексеева, С. А. Кораблева и др.] // Тр. 4-й междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов – DFMN 2011». – М.: ИМЕТ РАН, 2011. – С. 392 – 394.
4. Fatigue Strength of TRIP Steels / [G. B. Olson, R. Chait, M. Azrin M. and etc.] // Metallurgical Transactions. – 1980. – Vol. 11 A, June. – P. 1069–1071.
5. Механизм усталостного разрушения трип-стали при воздействии циклических нагрузок / [Л. Е. Алексеева, А. С. Баев, А. А. Буржанов и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – №12. – С. 25–26.
6. Su Yu Fatigue properties of low – silicon TRIP – SH steel / [Su Yu, Zhang Mei, Fu Ren Yu and etc.] // Jinshu rechuli = Heat Treat. Metals. – 2008. – Vol. 33, N 8. – P. 25–30.
7. Влияние структурных факторов на способность высокопрочной холоднокатаной стали к развальцовке / [М. Г. Капустин, Н. Потгоре, И. Гупта и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2007, № 2. – С. 27–32.
8. Haidemenopoulos G. N. Exploitation of the TRIP Effect for the Development of Formable, Fracture and Fatigue Resistant Steels for Automotive Applications / Haidemenopoulos G. N. // Engineering Against Fracture: Proceedings of the 1st Conference. Springer Science + Business Media B.V. – 2009. – P. 31–40.
9. Терентьев В. Ф. Процессы микро- и макропластической деформации металлических материалов ниже предела выносливости / Терентьев В. Ф. // Металлы. – 2003, № 5. – С. 73–80.
10. О различии пластической деформации поверхностных и внутренних слоев поликристаллического железа при усталостном нагружении / [В. М. Горицкий, В. С. Иванова, Л. Г. Орлов, В. Ф. Терентьев] // ДАН СССР. – 1972. – Т. 205, №4. – С. 812–814.
11. Изменение дислокационной структуры армо-железа в процессе усталости при температурах 20 и -196 °С / [В. С. Иванова, Л. Г. Орлов, В. М. Горицкий, В. Ф. Терентьев] // В сб. : Физические процессы пластической деформации при низких температурах. – К. : Наукова думка, 1974. – С. 296–304.
12. Лободюк В. А. Мартенситные превращения / В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин. – М. : Физматлит, 2009. – 352 с.
13. Haidemenopoulos G.N. Transformation microyielding of retained austenite /G. N. Haidemenopoulos, M. Grujicic, G.B. Olson //Acta metall. – 1989, Vol. 37, N 6. – P. 1677–1682.
14. Cyclic Deformation of Advanced High – Strength Steels: Mechanical Behavior and Microstructural Analysis / [T. B. Hilditch, I. B. Timokhina, L. T. Robertson and etc.] // Metallurgical and Materials Transactions, A, February. – 2009, Vol. 40A. – P. 342–353.
15. Huo C.Y. Strain – induced martensitic transformation in fatigue crack tip zone for a high strength steel /C. Y. Huo, H. L. Gao //Materials Characterization. – 2005, Vol. 55. – P. 12–18.
16. Fatigue crack propagation in trip steels / G. R. Chani, Stephen D. Antolovich, W.W. Gerberich // Met. Trans. – 1972. – Vol. 3, N 10. – P. 2661–2672.
17. Su Yu Fatigue properties of low – silicon TRIP – SH steel / [Su Yu, Zhang Mei, Fu Ren Yu and etc.] // Jinshu rechuli = Heat Treat. Metals. – 2008. – Vol. 33, N 8. – P. 25 – 30.
18. Tomita T. Estimation of deformation behavior of TRIP steels – smooth/ringed – notched specimens under monotonic and cyclic loading / T. Tomita, Y. Shibutani //International Journal of Plasticity. – 2000. – Vol. 16, Issues 7–8, 1 June. – P. 769–789.
19. Sugimoto S. I. Low - Cycle Fatigue of TRIP Aided Dual Phase Steels / S. I. Sugimoto, K. I. Kobayashi, S. I. Hashimoto // J. Jpn. Inst. Met. – 1990. – Vol. 54, N. 12. – P. 1350–1357.
20. Effect of Austenite on Low Cycle Fatigue in Three - Phase Steel / [Z. Z. Hu, M. L. Ma, Y. Q. Liu and etc.] // Int. J. Fatigue. – 1997. – Vol. 19, N. 8–9. – P. 641–646.

Одержано 09.12.2011

Терентьев В.Ф., Алексеева Л.Е., Кораблева С.А., Просвірнін Д.В., Панкова М.Н., Філіппов Г.А. Статична та втомна міцність трип-сталі системи C-Ni-Cr

Наведено характеристики статичної та втомної міцності трип-сталі системи C-Ni-Cr. Аналізуються особливості змінювання структурного стану високоміцнісної тонколистової трип-сталі у процесі статичного та циклічного деформування в зоні багато циклової втоми. На основі фактографічного аналізу зламів високоміцнісної сталі досліджено механізми її втомного руйнування.

Ключові слова: трип-сталі, фазовий склад, механічні властивості, втомна міцність, фрактографія руйнування.

Terentjev V., Alexejeva L., Korabljova S., Procvirnin D., Pankova M., Phylippov G. Static and fatigue strength of C-NI-CR system trip-steel

Static and fatigue strength characteristics of C-Ni-Cr system TRIP-steel are presented. The specific changes of the structural state of the high-strength steel sheet during static and high-cyclic deformation are considered. The mechanisms of steel fatigue fracture are studied using fracture surface analysis.

Key words: trip-steel, phase composition, mechanical properties, fatigue strength, fracture surface pattern.

УДК 669.1:537.621.4:539.374.6

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной

Национальный технический университет, г. Запорожье

О ВЫСОКОТОЧНОЙ ОЦЕНКЕ ИСТИННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ТОЧЕК В СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО И АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАССОВ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВЫХ ФАКТОРОВ

При помощи термодинамического анализа рассмотрена физическая природа истинных температурной и деформационной мартенситных точек. Используя чувствительный магнитометрический метод, учитывающий намагниченность парамагнитного аустенита, определена нижняя граница интервала метастабильности аустенита для температурного и верхняя граница для деформационного превращения, которые соответственно и отвечают истинным значениям температурной и деформационной мартенситных точек.

Ключевые слова: свободная энергия Гиббса, аустенит, мартенсит, истинная температурная мартенситная точка, истинная деформационная мартенситная точка, магнитная восприимчивость.

Одной из основных особенностей сталей (сплавов), содержащих низкотемпературный аустенит и используемых в машиностроении, химической промышленности и атомной энергетике, является возможность реализации в них при определенных температурно-силовых условиях мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

При закалке или пластической деформации образование и накопление α -мартенсита начинается ниже (или выше) некоторых значений соответствующих критических точек температуры или деформации (напряжения).

Представляет интерес выяснить физическую природу [1] того температурного или деформационного предела, который определяет величину одного из «плеч» истинного гистерезиса теоретической мартенситной точки. Поскольку этот параметр (T_M или ϵ_M на рис. 1, 2) характеризует фактическое начало мартенситного превращения, можно полагать, что он отвечает нижней границе интервала метастабильности аустенита для температуры и верхней границе его существования при деформационном превращении.

В случае мартенситного превращения рост любого по величине кристалла мартенсита является термодинамически выгодным. Классическая термодинамика при рассмотрении такого рода процессов свидетельствует о том, что при зарождении и росте кристалла мартенсита в анизотропной аустенитной матрице уменьшение свободной энергии будет определяться суммой разнонаправленных изменений свободной энергии Гиббса с учетом ее упругой составляющей.

Мартенситная точка T_M лежит ниже температурной точки T_0 , которая отвечает метастабильному равновесию аустенитной фазы с промежуточным продук-

том ее бездиффузионного аллотропического превращения (т. е. мартенситом). В точке T_0 парциальные химические потенциалы обеих фаз равны при практическом отсутствии лапласовой составляющей, поскольку форма мартенситных кристаллов в виде отдельных тонких пластин («игл») или пластинчатых пакетов имеет кристаллографический габитус с нулевой кривизной граней, определяющих его облик. Кроме того, точка T_0 должна рассматриваться как фигуративная точка метастабильной диаграммы на базе железа, которая никак не связана с другими, кроме химических, факторами влияния (прежде всего с поверхностной и упругой энергиями, придающих иной смысл самому понятию мартенситной точки). Поэтому реальный мартенсит и является промежуточной фазой между начальной фазой (аустенитом) и конечным равновесным продуктом ее превращения. Причем переход к этому конечному состоянию должен осуществляться в соответствии с правилом ступеней Освальда и характеризоваться пониженным значением энергии термической активации. Переохлаждение или избыточное внешнее давление относительно точек T_0 , P_0 создают определенную движущую силу, которой, однако, оказывается недостаточно, чтобы преодолеть противодействие упругой компоненты свободной энергии, возникающей в решетке аустенита вместе с появлением любого по размеру кристалла мартенсита. Эта энергия обусловлена двумя факторами: сопряжением неадекватных решеток (т. е. с установлением кристаллогеометрической связи) и сильным несоответствием удельных объемов обеих фаз. При этом из-за специфики бездиффузионного характера формирования кристаллов мартенсита его граница раздела с аустенитом

является обычно когерентной и сохраняется таковой при очень быстром росте отдельного кристалла вплоть до остановки этого процесса вследствие разрыва сопряженности обеих решеток. Кристаллогеометрия такого сопряжения отвечает параллельной установке «главных» (наиболее плотноупакованных) плоскостей и направлений с индексами из 24-х наборов типа $\{111\}_A \parallel \{011\}_M$ и $\langle 011 \rangle_A \parallel \langle 111 \rangle_M$ (соотношения Курдюмова-Закса) в кристаллах аустенита и мартенсита. Другие соотношения (например Нишиямы и Гренингера-Трояна) были обнаружены в железных сплавах с более высоким содержанием никеля (свыше 20 %), чем в исследованных нами аустенитных материалах. В случае формирования пакетного мартенсита необходимо дополнительно учитывать еще и поверхностную энергию границ раздела плоских кристаллов мартенсита в каждом отдельном пакете. Как считают, в аустенитных сталях с повышенным содержанием Ni и Mn возможно образование и промежуточного \square -мартенсита с ГПУ-решеткой на базе тонких (4-х слойных) дефектов упаковки с аналогичной решеткой, возникающих в результате расщеплений элементарных (полных) дислокаций в аустените. Из-за неблагоприятного изменения плотности электронных состояний, определяющей появление поверхностной энергии дефекта упаковки, ε -мартенсит обладает некоторым дополнительным запасом избыточной свободной энергии, что и превращает его в нестабильную промежуточную фазу.

Кроме всего вышесказанного, формированию пластинчатых форм мартенситных кристаллов способствует (по Набарро) и исключение из кристаллизационного процесса (из-за значительного объемного фактора для участвующих в превращении фаз) иных (кроме пластинчатых) форм кристаллов новой фазы (т. е. кристаллов сфероидального или иглоподобного типов).

Таким образом, образование первых кристаллов

мартенсита требует значительного переохлаждения или заметной деформации аустенита, чтобы скомпенсировать всю совокупность указанных выше противодействующих энергетических факторов и в результате выйти за пределы фигуративных точек равновесия типа «выигрыш-проигрыш» для свободной энергии сплава, зависящей только от действующих на систему температурно-силовых факторов.

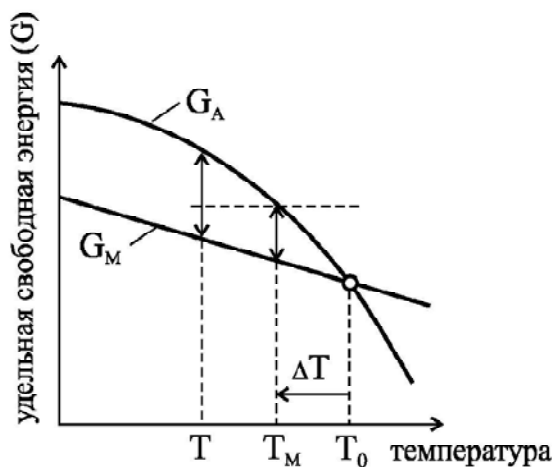
Для того, чтобы приблизиться к установлению указанной термической (или деформационной) границе метастабильности аустенита, нужно для начала разобраться, какими параметрами она определяется в термодинамическом плане, а на втором этапе аналитической оценки рассматриваемой ситуации выбрать наиболее подходящий физический метод, который был бы способен в области указанных границ (однако несколько за их пределами) фиксировать исключительно малые количества возникающей мартенситной фазы.

На рисунках 1, 2 приведены термодинамические схемы изменения свободной энергии аустенитной и мартенситной фаз в зависимости от выбранных значений температуры (рис. 1) и давления (рис. 2). Обоснование всех интервалов на этих графиках можно получить на основе общего термодинамического анализа рассматриваемых ситуаций.

Приведенные графики отвечают известному термодинамическому тождеству, непосредственно вытекающему из основного уравнения термодинамики для обратимых процессов и являющимся полным дифференциалом свободной энергии Гиббса G при интенсивных переменных T и P

$$dG = SdT - VdP \quad (1)$$

Здесь S – энтропия, V – объем термодинамической системы, а T и P – варьируемые параметры (температура и избыточное давление), постоянные значе-



$$P = \text{const}; T \neq \text{const}$$

при $T = T_M$ имеем

$$|\Delta G_{A \rightarrow M}^-| = \Delta G_E^+, \text{ а}$$

при $T < T_M$

Рис. 1. Зависимость удельных свободных энергий Гиббса аустенита G_A и мартенсита G_M от температуры (символ Δ в соотношениях, приведенных к рисунку, характеризует степень изменения химической и упругой (E) свободных энергий)

ния которых определяют равновесие системы (dG при этом равно нулю, а $G \equiv \min$).

Если в системе аустенит-мартенсит (А-М) рабочим параметром воздействия на нее является температура, а давление при этом фиксировано, то в соответствии с выражением (1) имеем

$$G_{A(M)} = -\int_0^T S_{A(M)} dT, \text{ и поскольку при этом}$$

$$\frac{d^2 G_{A(M)}}{dT^2} < 0 \text{ (т. к. } dS_{A(M)} > 0 \text{ при } dT > 0 \text{)} \text{ кривые из-$$

менения термодинамического потенциала (энергии Гиббса) как для аустенита, так и мартенсита (в этом случае кривая G_M мало отличается от прямой) будут иметь выпуклость кверху с точкой пересечения T_0 , соответствующей температуре метастабильного равновесия обеих фаз. Точка T_M здесь отвечает равенству объемной и накопленной упругой энергии, связанной с появлением мартенситного кристалла (с размером, соответствующим определенному, весьма малому размеру аустенитного зерна).

Если же в системе меняется давление (P) при $T = \text{const}$, изменение свободной энергии Гиббса, согласно выражению (1), будет отвечать соотношению

$$G_{A(M)} = \int_0^P V_{A(M)}(P) dP \approx V_{A(M)} \int_0^P dP. \text{ И поскольку в этом}$$

случае $\frac{d^2 G_{A(M)}}{dP^2} > 0$ ($dV_{A(M)} > 0$ при $dP > 0$), кривые

свободной энергии Гиббса для обеих фаз будут иметь положительную кривизну (хотя для мартенсита она будет снова весьма близкой к нулевой).

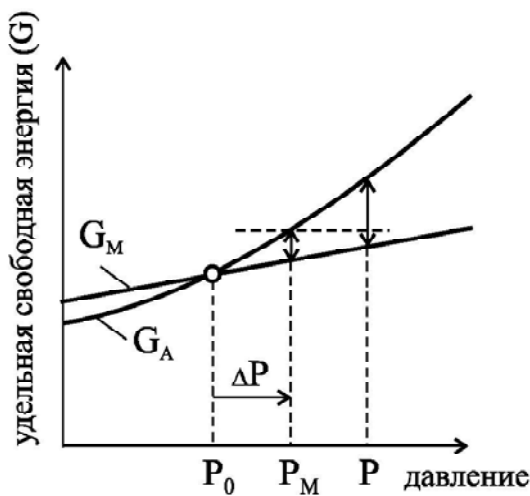


Рис. 2. Зависимость свободных энергий аустенита G_A и мартенсита G_M от давления

(Δ и E имеют тот же смысл, что и на рис. 1)

Пусть T является температурой (а P соответственно некоторым избыточным давлением) на приведенных схемах (рис. 1 и 2), которые отражают возможность появления настолько малого мартенситного кристалла (отдельного или в пакете), что стандартные методы его фиксации являются неэффективными. Тогда для выбора подходящего метода оценки самого факта реализации превращения $A \rightarrow M$ установим величину «плеч» гистерезисов истинных мартенситных точек, а именно $\Delta T = T - T_M$ и $\Delta P = P - P_M$.

В соответствии со сказанным выше, разложим сначала в ряд по степеням ΔT разницу ΔG для свободных энергий аустенита и мартенсита в ближайшей окрестности точки T_M , а именно при $\Delta T \ll 0$. В результате получим:

$$\Delta G \approx \dots \quad (2)$$

Далее, с учетом того, что в точке $T = T_M$ $\Delta G(0) = 0$ (так как наше разложение отвечает ряду Маклорена), имеем в линейном приближении соотношение

$$\Delta G \approx \dots \Delta T, \quad (3)$$

и окончательное выражение для узкого интервала температур в нашем случае приобретает вид:

$$\Delta G \approx \dots \quad (4)$$



Затем, поступая аналогично предыдущему случаю, после разложения ΔG в ряд по степеням ΔP в ближайшей окрестности точки P_M , получим:

$$\text{[Blank box]} \quad (5)$$

а искомый интервал ΔP в виде следующего соотношения:

$$\text{[Blank box]} \quad (6)$$

Следует сразу отметить, что рассчитать переохлаждение (ΔT) или избыточное давление (ΔP) при любых значениях T или P не представляется возможным, так как для этого требуются специальные трудоемкие исследования, необходимые для установления точек T_0 , P_0 , T_M и P_M испытуемых сталей. Однако края указанных интервалов T_M и P_M (см. рисунки 1, 2) можно определить экспериментальным путем с использованием метода линейной экстраполяции полученных результатов, если промежуточные оценки количеств возникающего мартенсита отвечают высоким значениям коэффициента корреляции и эмпирического корреляционного момента (ковариации), который устанавливает глубину корреляционной связи для специально выбранных параметров, с помощью которых оценивается эффективность проведенных экспериментов [2].

Кроме того, располагая данными по определению точек T_M и P_M , можно решить и обратную задачу – установить удельные значения изменений энергии Гиббса аустенитных материалов в указанных выше интервалах (см. соотн. (4) и (6)). Для этого достаточно взять несколько значений T и P , принадлежащих интервалам ΔT и ΔP , для которых экспериментально определялись количества температурного или деформационного мартенсита, соответственно. Причем, величины этих интервалов должны быть достаточно малыми, чтобы линейные разложения изменений свободных энергий по соответствующим степеням температурно-силовых факторов сохраняли силу линейных законов.

Для практического достижения указанных пределов использовали чувствительный магнитометрический метод [3] определения весьма низких содержаний мартенсита в объемных процентах (примерно 0,002 %), т. е. на 2–3 порядка меньше, чем при фиксации другими методами. Для высокоточного определения температурной мартенситной точки, максимально близкой к T_M , в качестве объекта исследования был выбран

сплав H24Г2.5 (0,08 % C, 24 % Ni, 2,5 % Mn, 0,03 % Ti). Образцы сплава нагревали до 800 °C и выдерживали в течении 3 мин. Затем их охлаждали со скоростью 200 град/мин (с целью устранения диффузионных процессов) до 300 °C. Дальнейшее охлаждение образцов от 300 °C до комнатной температуры проводили со скоростью $\sim 1 \div 2$ град/мин. и при этом режиме измеряли удельную магнитную восприимчивость χ ($\text{м}^3/\text{кг}$).

На рис. 3 представлена температурная зависимость удельной магнитной восприимчивости χ (в магнитном поле $H = 3,48 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) исследованного сплава при приближении к мартенситной точке.

Для высокоточной оценки количества образующегося мартенсита использовали методику [3, 4], согласно которой сначала определяется результирующая удельная магнитная восприимчивость χ_∞ , равная сумме удельной магнитной восприимчивости χ_0 парамагнитного аустенита и удельной магнитной восприимчивости χ_P возникающей в образце α -фазы: $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_P$. Методом экстраполяции прямой $\chi_\infty(P_\alpha)$ (рис. 4) на ось ординат (поскольку в этом случае α -мартенсит отсутствует, так как в этой точке $\chi_P = 0$, $P_\alpha = 0$) нашли удельную магнитную восприимчивость парамагнитного аустенита, которая оказалась равной [Blank box]. Коэффициент корреляции при проведении аппроксимации составил 0,98, что свидетельствует о достаточной достоверности полученных результатов. Очевидно, что найденное значение χ_0 и есть тот граничный результат, ниже которого сплаву отвечает однофазное состояние (аустенит), а выше (при $\chi > \chi_0$) – двухфазное состояние (аустенит + мартенсит).

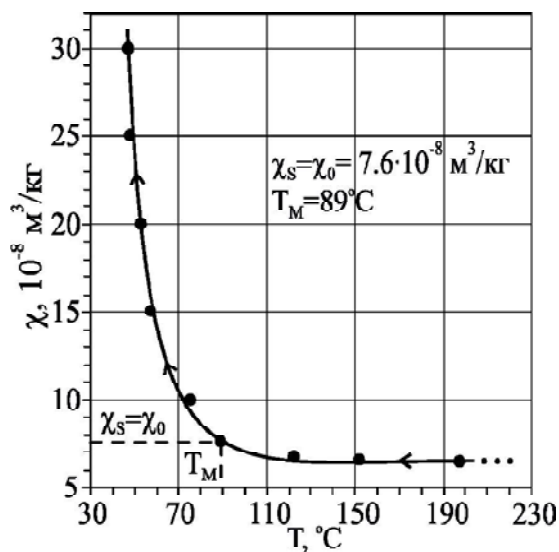


Рис. 3. Температурная зависимость удельной магнитной восприимчивости χ ($H = 3,48 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) сплава H24Г2.5 при приближении к мартенситной точке

Следовательно, найденное значение χ_0 можно считать стартовой точкой зарождения мартенсита χ_S , т. е. $\chi_S = \chi_0 = 7,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Из графика на рис. 3 по значению $\chi_S = 7,6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ находим практически истинную температурную мартенситную точку $T_M = 89^\circ \text{C}$ для выбранного материала (сплав H24Г2.5).

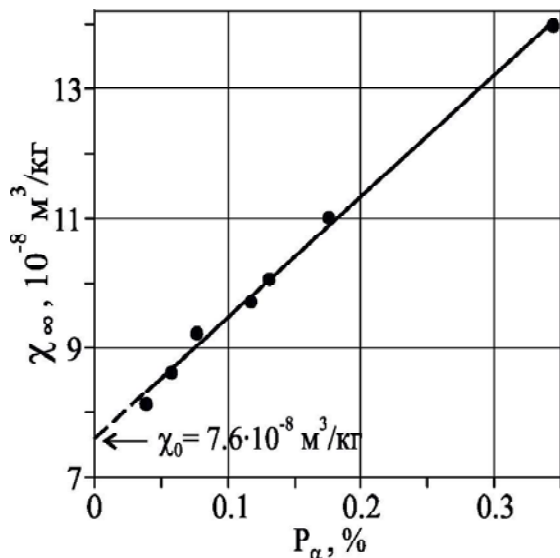


Рис. 4. Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ сплава H24Г2.5 от количества возникающего температурного мартенсита P_α

Поэтому можно полагать, что найденное значение мартенситной точки (89°C) для нашего сплава фактически характеризует начало мартенситной реакции и отвечает нижней границе интервала метастабильности аустенита, который охлаждается с критической или более высокой скоростью.

Для определения деформационной мартенситной точки (P_M) использовали промышленную сталь X18H10 (масс. %: 0,06 % C, 17,48 % Cr, 9,80 % Ni, 1,30 % Mn, 0,34 % Si, 0,006 % S, 0,035 % P, 0,03 % Ti). Сталь после закалки от 1050°C в воду была полностью аустенизирована. В исходном состоянии (при отсутствии избыточного давления) удельная магнитная восприимчивость аустенизированного образца составила $\chi = 2,96 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. При $T = 20^\circ \text{C}$ с повышением степени пластической деформации (сжатия) аустенита в интервале избыточных давлений $P = 0 \dots 438 \text{ МПа}$ магнитная восприимчивость χ возросла от $2,96$ до $3,22 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. В этом интервале давлений не было зафиксировано зарождающегося деформационного мартенсита (отсутствует наклон $\chi(1/H)$, где H – напряженность магнитного поля).

При достижении давления $P = 450 \text{ МПа}$ нам удалось зафиксировать весьма малую порцию возникшего мартенсита $P_\alpha = 0,035 \%$ и при дальнейшем увеличении

давления (до 487 МПа) наблюдали накопление мартенсита деформации до значения $P_\alpha = 0,312 \%$ (рис. 5).

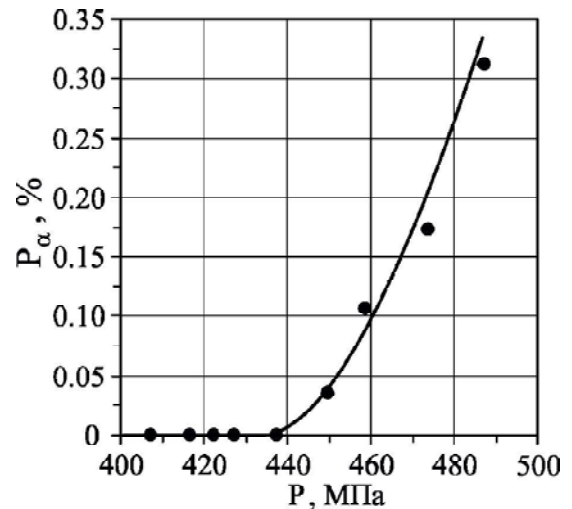


Рис. 5. Зависимость количества возникающего мартенсита деформации P_α от давления P (одноосное сжатие) предварительно полностью аустенизированной стали X18H10

Далее методом экстраполяции [4] найдены значения результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ . Из линейной зависимости $\chi_\infty(P_\alpha)$ (рис. 6), путем экстраполяции χ_∞ на ось ординат (в этом случае отсутствует мартенсит деформации, т. е. $P_\alpha = 0$), определяем значение удельной магнитной восприимчивости $\chi_0 = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$. Отметим, что коэффициент корреляции для указанной выше зависимости составил $0,98$, что позволяет и в этом случае считать полученные результаты достаточно достоверными.

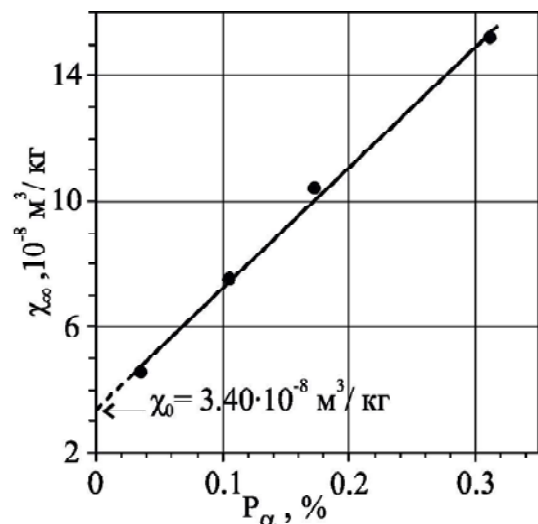


Рис. 6. Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ (аустенита и парапроцесса) предварительно полностью аустенизированной стали X18H10 от количества возникающего мартенсита деформации

Если теперь построить графическую зависимость $\chi = f(P_\alpha)$ (рис. 7), то снова методом экстраполяции ($P_\alpha \rightarrow 0$) можно найти стартовое численное значение магнитной восприимчивости $\chi_s = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$, которое совпадает с ранее найденным значением [1].

Отсюда следует, что [1] действительно представляет собой однозначное граничное значение парамагнитной восприимчивости для метастабильного состояния аустенитной матрицы, ниже которого существует только аустенит, а выше – фазовая смесь аустенита с мартенситом деформации.

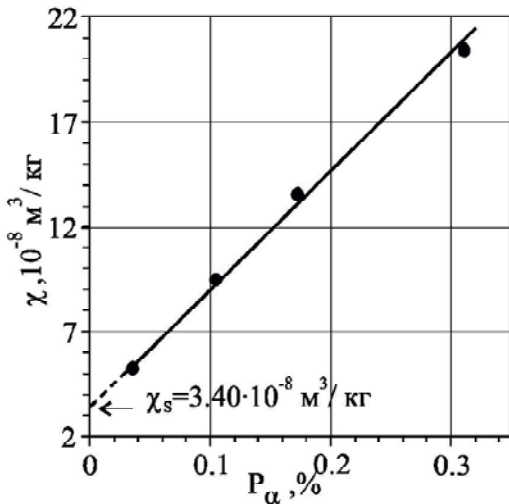


Рис. 7. Зависимость удельной магнитной восприимчивости χ ($H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) от количества возникающего мартенсита деформации P_α предварительно полностью аустенизированной стали X18H10

Для нахождения однозначной истинной деформационной граничной точки P_M отложим по оси абсцисс χ значение $\chi_s = 3,40 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ (рис. 8) и проведем параллельную оси P прямую до пересечения с кривой $P(\chi)$. Далее опустим с полученной точки пересечения перпендикуляр на ось P и найдем точку $P_M = 442 \text{ МПа}$. Точка P_M представляет собой числовую оценку верхней границы метастабильности аустенита. Ниже этого значения существует только однофазное состояние (аустенит), а выше – двухфазное (аустенит плюс мартенсит деформации) состояние исследуемой стали.

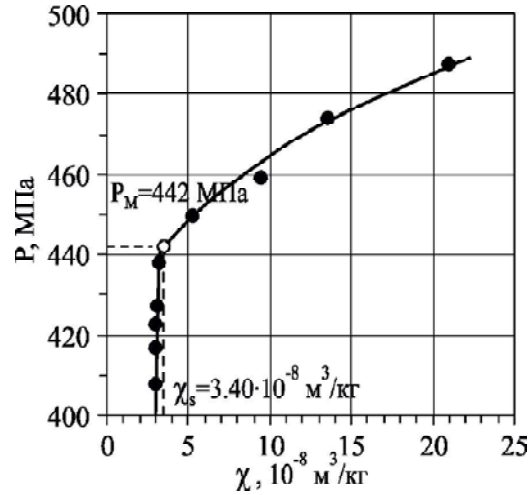


Рис. 8. Взаимосвязь между избыточным давлением P (одноосное сжатие) и удельной магнитной восприимчивостью χ ($H = 2,55 \cdot 10^5 \text{ А/м}$) предварительно полностью аустенизированной стали X18H10

Выводы

1. Предложен теоретический подход к оценке истинных температурной и деформационной мартенситных точек T_M и P_M в специальных сталях аустенитного и аустенитно-мартенситного классов при изменении температурно-силовых факторов.
2. Используя чувствительный магнитометрический метод, учитывающий намагниченность парамагнитного аустенита, удалось с высокой точностью определить температурную и деформационную границы метастабильности аустенита ($T_M = 89 \text{ °С}$ и $P_M = 442 \text{ МПа}$) в специальном сплаве H24Г2.5 и стали X18H10.

Список литературы

1. Ольшанецкий В. Е. О физической трактовке мартенситной точки / В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Снежной // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 4. – С. 894–896.
2. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.
3. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний α -фазы в аустенитных сталях / [В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболоцкий, Г. А. Охромий] // ФММ. – 1970. – Т. 30. – № 2. – С. 363–366.
4. Снежной Г. В. Магнитное состояние аустенита вблизи истинной деформационной мартенситной точки хромоникелевых сталей аустенитного класса / Г. В. Снежной // ФММ. – 2011. – Т. 111. – № 6. – С. 599–604.

Одержано 09.12.2011

Ольшанецкий В.Ю., Сніжної Г.В. Про високоточну оцінку істинних мартенситних точок у спеціальних сталях аустенітного та аустенітно-мартенситного класів при зміні температурно-силових факторів

За допомогою термодинамічного аналізу розглянуто фізичну природу істинних температурної й деформаційної мартенситних точок. Використовуючи чутливий магнітометричний метод, який враховує намагніченість парамагнітного аустеніту, визначено нижню границю інтервалу метастабільності аустеніту для температурного і верхню границю для деформаційного перетворення, які і відповідають істинним значенням температурної та деформаційної мартенситних точок.

Ключові слова: вільна енергія Гіббса, аустеніт, мартенсит, істинна температурна мартенситна точка, істинна деформаційна мартенситна точка, магнітна сприйнятливність.

Ol'shanetskiy V., Snizhnoy G. The exact definition of true martensitic points in austenitic and austenitic-martensitic special steels during temperature or pressure changing

The physical nature of the true temperature and deformation martensite points by thermodynamic analysis is discussed. Sensitive magnetometric method, which takes into account the magnetization of paramagnetic austenite was used. The lower boundary of austenite range metastability for temperature and an upper bound for the transformation strain, respectively, is determined. These boundaries of the intervals correspond to the true values of temperature and deformation martensite points.

Key words: Gibbs free energy, austenite, martensite, the true temperature of martensite point, the true deformation martensite point, magnetic susceptibility.

УДК 669.112.227.32

Д-р техн. наук С. В. Бобырь¹, д-р техн. наук В. И. Большаков²

¹ Институт черной металлургии НАН Украины, ² Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры г. Днепропетровск

ДИФФУЗИОННАЯ МОДЕЛЬ АУСТЕНИТО-ФЕРРИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Предложена простая диффузионная модель []-превращения в доэвтектоидной стали при охлаждении. Установлены теоретические зависимости скорости роста []-фазы и толщины пластин бейнита от величины переохлаждения стали.

Ключевые слова: аустенит, феррит, цементит, бейнит, низкоуглеродистая сталь, []-превращение, скорость роста []-фазы.

Введение

Структура железоуглеродистых сплавов в значительной степени определяется $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Поэтому изучение основных закономерностей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и теоретическое описание этого процесса имеет важное значение в физическом металловедении и продолжается до настоящего времени [1–8].

Простейшая диффузионная модель превращения аустенита была предложена в работе [1]. На ее основе объяснены некоторые закономерности превращения аустенита, в частности, максимум на кривой зависимости скорости превращения от величины переохлаж-

дения ΔT . Однако в этой работе были использованы феноменологические соотношения между многими параметрами используемой модели.

В работе [2] были рассмотрены более точные и сложные модели превращения аустенита, получены уравнения для зависимости межпластиночного расстояния от величины переохлаждения. Экспериментальные результаты по превращению аустенита и их обсуждение приведены в работах [5, 6], при этом мало внимания уделено аналитическому описанию процесса. В работе [7], напротив, предложены различные математические модели кинетики $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, однако сложность полученных математических

уравнений не позволяет их использовать во всех практически важных случаях.

Ранее авторами в работе [8] была предложена диффузионная модель превращения аустенита, отражающая основные закономерности кинетики этого процесса в железоуглеродистых сплавах эвтектоидного состава. Однако эта модель не позволяет описать $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в доэвтектоидной стали.

Цель настоящего исследования – разработка диффузионной модели $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали с учетом затрат энергии на образование межфазовых границ раздела \square -фаза – цементит.

Теория и анализ полученных результатов

Теоретически рассмотрим процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения доэвтектоидной стали. Размер аустенитного зерна Da будем считать достаточно малым, чтобы можно было пренебречь перепадом температур по его сечению. Температурную зависимость коэффициента теплопередачи между аустенитным зерном и окружающей средой примем линейной. Температурный интервал, при котором происходит превращение, зависит от содержания углерода в сплаве и величины переохлаждения (ΔT_n) аустенита ниже температуры A_{c3} на линии GS диаграммы состояния системы Fe-C (рис. 1).

При охлаждении стали ниже температуры A_{c3} начинается превращение аустенита путем образования ферритных зародышей. Состав остающегося аустенита при этом изменяется по линии GS и при температуре эвтектоидного превращения соответствует составу точки S (~ 0,8 % C). После появления зародышей феррита мы имеем систему двух фаз, между которыми происходит диффузия углерода. На границе между этими фазами устанавливается определенная концентрация углерода, которую можно определить по диаграмме состояния сплава ниже температуры A_{c3} .

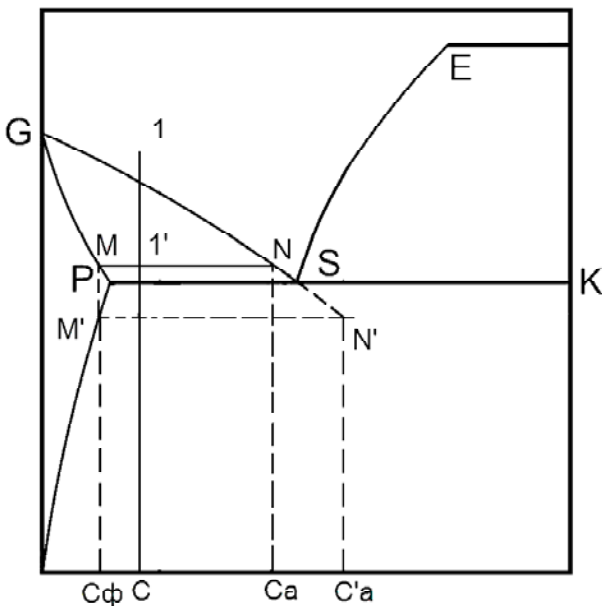


Рис. 1. Схема $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали

Таким образом, содержание углерода в аустените будет C_a (точка пересечения линии GS с линией температуры превращения MN при переохлаждении ΔT), а на границе с ферритом – C_ϕ (точка пересечения линии GP с линией температуры превращения при переохлаждении). Разность между этими концентрациями тем больше, чем ниже температура превращения стали.

Условия превращения сплава зависят также от скорости отвода тепла. Когда количество отводимого тепла превышает количество тепла, выделяемого при превращении аустенита в феррит, то температура превращения снижается. Снижение температуры сплава вызывает уменьшение коэффициента диффузии углерода. Диффузионное перераспределение углерода на прежнее расстояние затрудняется, что, в свою очередь, вызывает уменьшение размеров ферритных участков.

Выведем количественные соотношения, описывающие изложенную выше диффузионную модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Пусть в зерне аустенита в результате охлаждения появились частицы феррита. Будем полагать, что частицы образовались с поглощением дополнительной энергии на формирование новой поверхности раздела. Радиус ферритных частиц обозначим как Δ . Концентрация углерода в слое аустенита, примыкающем к ферритной частице, равна C_a , а в середине ферритного слоя – C_ϕ .

Будем учитывать также, что диффузия углерода вдоль оси X может идти как в аустените (при зарождении феррита), так и в слое α -железа.

Зная концентрации по границам слоя феррита толщиной Δ , можно найти количество углерода dQ , проходящего через этот слой через единицу площади за бесконечно малый промежуток времени dt :

$$dQ = (C_a - C_\phi) D_x dt / \Delta. \quad (1)$$

В образующемся ферритном слое толщиной dX происходит уменьшение количества углерода от C до C_ϕ (содержание углерода в феррите при заданной температуре T). Тогда количество углерода, перешедшее из феррита в аустенит, будет равно:

$$dQ = (C - C_\phi) dX. \quad (2)$$

Сравнивая между собой выражения (1) и (2), находим:

$$(C - C_\phi) dX = (C_a - C_\phi) D_x dt / \Delta. \quad (3)$$

Пользуясь равенством (3), можно найти полное приращение величины ферритного зародыша:

$$dX = D_x [(C_a - C_\phi) / (C - C_\phi)] dt / \Delta = D_x \alpha_1 dt / \Delta, \quad (4)$$

где α_1 – концентрационный коэффициент для феррита.

Рассмотрим баланс энергии для образца стали толщиной Δ в направлении оси X . Общее количество теплоты, отводимой от рассматриваемого образца, равно:

$$dW = \alpha \Delta \Delta T dt, \quad (5)$$

где α – коэффициент теплопередачи; $\Delta T = (T - T_c)$, T_c – температура охлаждающей среды.

Часть энергии, затрачиваемой на образование межфазовой границы, равна:

$$dW_m = \sigma dX, \quad (6)$$

где σ – свободная энергия единицы поверхности раздела фаз.

При превращении аустенита в феррит выделяется энергия:

$$dW_1 = q\gamma\Delta dX, \quad (7)$$

где q – удельное количество теплоты, расходуемое на образование феррита;

γ – плотность стали.

Другая часть теплоты W_2 выделяется при снижении температуры сплава от T до $T - \Delta T$:

$$dW_2 = C\gamma\Delta dT, \quad (8)$$

где C – удельная теплоемкость сплава при температуре T .

Баланс тепловой энергии можно представить в виде:

$$dW + dW_m = dW_1 + dW_2. \quad (9)$$

Подставляя в уравнение (9) значения энергий (5)–(8), получаем следующее уравнение:

$$\alpha\Delta T dt = q\gamma\Delta dX - y dX + C\gamma\Delta dT. \quad (10)$$

Уравнение (10) связывают интересующие нас величины X , T и t при неравновесном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении.

Подставляя соотношение (4) в формулу (10), получаем следующее выражение:

$$\Delta^3(\alpha\Delta T - C\gamma dT/dt) - \alpha_1 q\gamma D_x \Delta + \sigma\alpha_1 D_x = 0. \quad (11)$$

Уравнение (11) описывает неравновесное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Из него следует, что размер ферритных частиц $L = 2\Delta$ зависит от разности температур ΔT и скорости охлаждения сплава dT/dt , т.е. изменяется во времени. Поэтому уравнение (11) можно решить только численным путем.

Рассмотрим далее фазовое превращение аустенита в особые условия, когда можно принять, что $\Delta T \approx \text{const}$, $dT/dt \approx 0$.

В этом случае уравнение (9) приобретает следующий вид с постоянными коэффициентами при данной температуре:

$$\Delta^3\alpha\Delta T - \alpha_1 q\gamma D_x \Delta + \sigma\alpha_1 D_x = 0. \quad (12)$$

Введем следующие обозначения:

$$\Delta_0 = \sigma/q\gamma, \quad (13)$$

где Δ_0 – диффузионный радиус ферритных частиц;

$$\Delta m = \sigma/q\gamma, \quad (14)$$

Δm – минимальный размер пластин бейнита.

Уравнение (12) теперь можно представить в виде:

$$\Delta^3 - \Delta_0^2\Delta + \Delta_0^2\Delta m = 0. \quad (15)$$

При $\Delta m \rightarrow 0$, как и следует ожидать, решение уравнения (15) $\Delta = \Delta_0$.

Если $\Delta m \neq 0$, необходимо искать корни уравнения 3-й степени.

Для нахождения решений уравнения (13) введем нормировку $\Delta_0 = 1$.

Уравнение (13) тогда принимает вид:

$$\Delta^3 - \Delta + \Delta m = 0. \quad (16)$$

Корни уравнения (16) равны [9]:

$$X_0 = A+B, X_{1,2} = -(A+B)/2 \pm i\sqrt{3(A-B)/2}. \quad (17)$$

где A и B – любые значения кубических корней из комплексных чисел, удовлетворяющих равенству $AB = -P/3$:

$$A = \sqrt[3]{-\Delta m/2 + \sqrt{Q}}, B = \sqrt[3]{-\Delta m/2 - \sqrt{Q}}.$$

Если $Q > 0$, то решением уравнения (14) являются один действительный и два комплексных корня. Если $Q = 0$, то есть три действительных корня, из них два равны. Если $Q < 0$, то существует три действительных корня уравнения (14). Однако корень X_0 является отрицательным при всех положительных значениях Δm и, следовательно, не имеет физического смысла, как отрицательное расстояние диффузии.

Решение уравнения состояния (14) можно представить графически. Введем две вспомогательные функции Y_1 и Y_2 , где: $Y_1 = X^2$, $Y_2 = 1 - \Delta m/X$.

$$Y_1 = Y_2. \quad (18)$$

Нанесем графики функций Y_1 и Y_2 на ось координат при разных значениях Δm (в единицах Δ_0) (рис. 2). При этом, в соответствии с выражениями (11) и (12), будем учитывать, что $\Delta m = \text{const}$, а изменяется Δ_0 в зависимости от температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

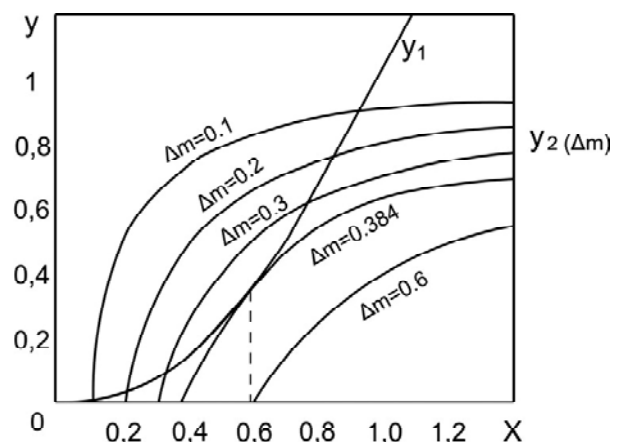


Рис. 2. Графическое решение уравнения состояния (18) в зависимости от величины Δm

Как показано на рисунке 2, в действительной области существует два решения уравнения (18). При малых Δm ($< 0,1$) один из корней находится в области, близкой к 1 ($X_1 \rightarrow \Delta_0$), другой корень (X_2) находится в области, близкой к Δm .

Таким образом, в рассматриваемой системе возможно образование двух продуктов превращения аустенита в феррит: одного с размером частиц, близким к Δ_0 – обычный, а также видманштеттовый феррит. Второй продукт превращения образуется в результате диффузионного процесса с малыми путями диффузии, близкими к Δm , и представляет собой низкоуглеродистый бейнит [12].

Оценить количество феррита и бейнита в структуре сплава можно следующим образом. Функция $C_1 = Y_2(X_1)$ показывает нам долю феррита в структуре сплава (при $\Delta m = 0$, $C_1 = 1$, при $\Delta m > 0$, $C_1 < 1$). Тогда функция $C_2 = Y_2(X_2)$ характеризует относительную часть бейнита в структуре сплава.

При $\Delta m = 0,1\Delta_0$ в структуре сплава находится примерно 99,0 % обычного феррита и 1,0 % бейнита. Следовательно, при небольшом переохлаждении сплава, при котором $\Delta m \leq 0,1$, структура его состоит в основном из феррита.

С увеличением переохлаждения сплава, при котором $\Delta m = 0,2\Delta_0$, структура сплава состоит из ~ 96 % обычного феррита и ~ 4 % бейнита. Дисперсность феррита возрастает, одновременно несколько увеличивается размер частиц бейнита.

Дальнейшее понижение температуры превращения приводит к увеличению доли бейнита в составе сплава; одновременно уменьшается размер и количество частиц феррита в структуре сплава.

При $\Delta m \approx 0,35 \dots 0,38\Delta_0$ в сплаве существует состояние из двух фаз с разной степенью дисперсности (игольчатого феррита и бейнита).

При температуре превращения, для которой $\Delta m = 0,384 \Delta_0$, структура сплава состоит в основном из верхнего бейнита, количество феррита стремится к 0.

Дальнейшее понижение температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения приводит к переходу в точке $\Delta m = 0,384\Delta_0$ в область превращений, при котором атомы углерода перемещаются на расстояния $< \Delta_0$, что характеризует нижний бейнит [10, 11].

Решение уравнения (16) может дать определенную характеристику и этой области. Введем действительный параметр:

$$C = C_1 + C_2 = Y_2(X_1) + Y_2(X_2). \quad (19)$$

Этот параметр будет характеризовать относительное количество игольчатого феррита в структуре стали.

Действительно, в точке $\Delta m = 0,384$, $C_0 = C_1 + C_2 = 0,768$ – равно относительному количеству верхнего бейнита (76,8 %). При $\Delta m \geq 0,384\Delta_0$ в структуре стали происхо-

дит образование как верхнего так и нижнего бейнита.

Пусть $\Delta m = 0,6\Delta_0$, тогда $X_{1,2} = 0,610,344i$, $C = 0,506$.

При температуре превращения, соответствующей $\Delta m = 0,6\Delta_0$, относительное количество верхнего бейнита в структуре сплава составляет $C/C_0 = 0,66 = 66 \%$, т.е. понижается с увеличением переохлаждения. Соответственно увеличивается количество нижнего бейнита. Используя выражения (16) и (19), находим, что

$$C \cong 0 \text{ при } \Delta m \cong 1,4\Delta_0. \quad (20)$$

При снижении температуры превращения до значений, при которых $\Delta m \cong 1,4\Delta_0$, в структуре сплава заканчивается образование нижнего бейнита, тем самым определяя точку конца бейнитного превращения [5].

Найдем также зависимости кинетических параметров dX/dt и D_0 от величины переохлаждения. Как известно [4–6], зависимость коэффициента диффузии от температуры имеет вид:

$$D = A \exp(-Q/RT), \quad (21)$$

где Q – энергия активации; R – постоянная.

Учтем также, что в первом приближении (рис. 1) параметр α_1 линейно зависит от величины переохлаждения стали ниже эвтектоидной температуры. Тогда

$$\alpha_1 = \square T. \quad (22)$$

Подставляя выражения (21), (22) и (13) в уравнение (4), находим:

$$\square \quad (23)$$

где учтено, что диффузия углерода происходит в при температуре $T_\gamma - \Delta T$ [здесь T_γ – равновесная температура $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, R – универсальная газовая постоянная (1,986 кал/(моль·град))].

Уравнение (23) описывает температурную зависимость скорости роста продуктов превращения от величины переохлаждения сплава.

Рассмотрим изменение величины скорости роста феррита при изменении величины переохлаждения сплава. При $\Delta T = 0$, как и должно быть, $dX/dt = 0$. При увеличении переохлаждения скорость образования феррита увеличивается, проходя через максимум при некотором значении ΔT . Введем нормированные параметры: $\beta = Q/RT_\gamma = \text{const}$, $y = \Delta T/T_\gamma$.

Тогда положение максимума функции dX/dt может быть найдено из уравнения:

$$\square \quad (24)$$

Возьмем в качестве исходных данных параметры диффузии углерода в железе, приведенные в работе [5].

Согласно построенной модели, скорость роста α -фазы при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении имеет максимальное значение при переохлаждении $\Delta T \approx 200$ °С, если считать, что диффузия углерода происходит в α -фазе (рис. 3).

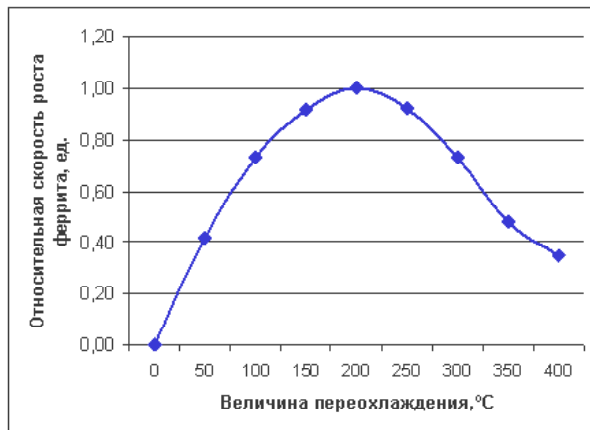


Рис. 3. Теоретическая зависимость скорости роста феррита от величины переохладения стали

Рассмотрим теперь изменение размеров феррита при изменении величины переохладения сплава. При небольшой величине переохладения стали, когда $\Delta_0 < D_a/2$, размер ферритного зародыша D_ϕ связан с величиной аустенитного зерна следующим приближенным соотношением (см. рис. 1):

$$D_\phi = (C_a - C)(C_a - C_\phi)D_a \approx D_a k \Delta T, \quad (25)$$

где k – температурный коэффициент (град⁻¹);

когда же $\Delta_0 > D_a/2$, тогда $D_\phi = \Delta_0$.

Из уравнений (13) и (25) можно найти максимальный размер ферритных зерен и величину переохладения стали ΔT .

Выполним некоторые оценочные расчеты для стали с 0,13 % углерода. Из данных, приведенных в работе [12], можно принять, что температура конца бейнитного превращения низкоуглеродистой стали с 0,13 % C: $T_{БК} \approx 480 \text{ °C} \approx 753,2 \text{ °K}$.

Используем результаты, полученные в работе [13], формула (28, а):

$$\text{Log } S_0 = K_2 - 0,4343Q/2RT = 7,341 - 3545/T, \quad (26)$$

где S_0 – толщина бейнитной пластины.

Тогда при $T = T_{БК}$, $\text{lg } S_0 = 2,63$, $S_0 = 426,6 \text{ нм}$, $\Delta_0 = S_0/2 = 213,3 \text{ нм}$;

$$\Delta m = 1,4\Delta_0 = 298,6 \text{ нм}. \quad (27)$$

Тем самым мы нашли толщину пластин для нижнего бейнита Δ_0 при этой температуре и значение Δm . В точке конца ферритного превращения $\Delta m = 0,384 \Delta'_0$, где Δ'_0 – толщина пластин верхнего бейнита при этой температуре:

$$\Delta'_0 = 777,6 \text{ нм}; S'_0 = 1,56 \text{ мкм}. \quad (28)$$

Такой толщине пластин бейнита соответствует температура конца ферритного превращения (из формулы 26):

$$T_{Фк} = 856,0 \text{ °K} \approx 583,8 \text{ °C}.$$

При $\Delta m = 0,1\Delta_0$ в структуре стали образуется примерно 1,0 % бейнита, чему соответствует расчетная температура:

$$T_{Бв} = 917 \text{ °K} \approx 644,8 \text{ °C}.$$

Это соответствует экспериментальным данным, полученным для низкоуглеродистых сталей [10, 12]. Микроструктура низкоуглеродистой стали с 0,13 % углерода, полученная при температуре изотермической выдержки $T = 600 \text{ °C}$, приведена на рис. 4. Экспериментально измеренная толщина пластин верхнего бейнита составляет величину $1,33 \pm 0,25 \text{ мкм}$, что соответствует расчетным значениям (1,56 мкм).

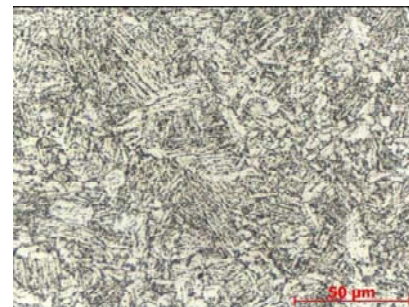


Рис. 4. Микроструктура низкоуглеродистой стали после изотермической заправки ($T = 600 \text{ °C}$)

Таким образом, учёт энергии образования межфазных границ в диффузионной модели превращения аустенита позволил предложить простую модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали при охлаждении. Она характеризуется уравнением 3-й степени и позволяет определить на шкале температур границы областей выделения феррита и бейнита. При этом бейнит является структурой, состоящей из дисперсного пластинчатого феррита с выделениями карбидов на поверхности пластин (верхний бейнит) или внутри пластин (нижний бейнит).

Отметим, что в этой модели совершенно не учитывается сдвиговый характер образования бейнита, однако расчетная толщина пластин бейнита (28) соответствует экспериментальным данным.

Дальнейшее развитие предложенной модели состоит в учете времени, необходимого для образования и выделения α -фазы и цементита при соответствующих температурах и влияния легирующих элементов. Учет этих факторов позволит в полной мере теоретически описать кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали.

Выводы

1. Предложена новая диффузионная модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в доэвтектоидной стали в изотермических условиях, описываемая уравнением 3-й степени относительно характерного размера частиц α -фазы.

Модель описывает образование первичного и видмаштеттового феррита, а также верхнего и нижнего бейнита в структуре стали.

2. Теоретически найдена температурная зависимость скорости роста феррита от величины переохлаждения сплава, описываемая кривой с максимумом при переохлаждении.

3. Теоретически рассчитаны температурные границы областей существования первичного и видманштеттового феррита, а также бейнита для низкоуглеродистой стали с 0,13 % С и определены относительные количества фаз при разной температуре превращения аустенита.

Список литературы

1. Zener C. Kinetics of Decomposition of Austenite / Zener C. // Trans. AIME, 1946. – Vol. 167. – 550 p.
2. Hillert M. Decomposition of Austenite / Hillert M. // AIME Symposium on Decomposition of Austenite by Diffusional Processes. – New York : Intersci. Publ., 1962. – 197 p.
3. 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.
4. Физическое металловедение. Вып. 2. Фазовые превращения. Металлография / Под ред. Р. Кана – М. : Мир, 1968. – С. 264–270.
5. Превращения в железе и стали / Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. – М. : Наука, 1977. – 238 с.
6. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали / Энтин Р. И. – М. : ГНТИ, 1960. – 252 с.
7. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Б. Я. Любов. – М. : Metallurgia, 1969. – 263 с.
8. Большаков В. И. Теоретическое исследование $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в железоуглеродистом сплаве эвтектоидного состава в изотермических условиях / Большаков В. И., Бобырь С. В. // Металознавство та термічна обробка металів : науков. та інформ. бюл.– Д. : ПДАБА, 2005. – № 2. – С. 27–33.
9. Цыпкин А. Г. Справочник по математике : для средних учебных заведений / Цыпкин А. Г. – М. : Наука, 1988. – 432 с.
10. Зотов Д. С. Дослідження кінетики розпаду переохолодженого аустеніту конструкційної сталі, модифікованої нітридоутворюючими елементами / Д. С. Зотов. – Д. : ПДАБА, 2008. – 118 с. – (Серія: Роботи бакалаврів та магістрів).
11. Bramfit V.L. A perspective on the morphology of bainite / Bramfit V. L., Speer I. G. // Metal. Trans. – 1990. – Vol. 21 A. – P. 817–829.
12. Попов А. А. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита / Попов А. А., Попова Л. Е. – Москва-Свердловск : Машиностроительная литература, 1961. – 430 с.
13. Большаков В.И. Кинетические параметры образования перлита в железоуглеродистых сплавах / В. И. Большаков, С. В. Бобырь // МиТОМ. – 2004. – № 8. – С. 11–15.

Одержано 10.11.2011

Бобир С.В., Большаков В.И. Дифузійна модель аустенітно-феритного перетворення в низьковуглецевій сталі

Запропоновано просту дифузійну модель $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення в доевтектоїдній сталі при охолодженні. Встановлено теоретичні залежності швидкості росту α -фази та товщини пластин бейніту від величини переохолодження сталі.

Ключові слова: аустеніт, ферит, цементит, бейніт, низьковуглецева сталь, $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, швидкість росту α -фази.

Bodyr' S., Bol'shakov V. Diffusion model of austenite-ferrite transforming at the low-carbon steel

The simple diffusion model of $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation in hypoeutectoid steel during cooling has been proposed. Theoretical dependences of growth rate of α -phase and thickness of bainite ferritic plates on the value of undercooling have been established.

Key words: austenite, ferrite, cementite, bainite, low-carbon steel, $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation, growth speed of α -phase.

УДК 620.22-419.8:536.21

Д-р техн. наук С. А. Воденников, канд. техн. наук В. А. Скачков,
О. С. Воденникова, В. И. Иванов

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Предложены модели прогнозирования коэффициентов теплопроводности и теплоемкости многокомпонентных металлоуглеродных композиционных материалов триботехнического типа. Выполнена экспериментальная проверка предлагаемых моделей.

Ключевые слова: многокомпонентный металлоуглеродный композит, теплоемкость, коэффициент теплопроводности, температура, расчет, эксперимент.

Современное развитие машиностроения Украины требует создания материалов, обладающих механической прочностью при высоких нагрузках, повышенной износостойкостью, термостойкостью, малой плотностью, возможностью регулирования теплопроводности в широких пределах, а также хорошими электрофизическими свойствами [1]. Многообразие матричных материалов и схем армирования позволяет направленно регулировать прочность, жесткость и другие служебные свойства путем подбора состава, изменения соотношения компонентов и макроструктуры композиционного материала. Поэтому важнейшим преимуществом данных материалов является возможность создания из них элементов конструкций с заранее заданными служебными свойствами [2, 3]. Особенно эффективно их применение в узлах трения, где другие антифрикционные материалы, требующие смазки, имеют низкую работоспособность из-за высоких или низких температур, а также агрессивности среды [4].

Для оценки условий применения композиционных материалов в узлах трения учитывают их теплофизические характеристики – теплоемкость и коэффици-

ент теплопроводности, которые обеспечивают поглощение и отвод тепловой энергии, образующейся в зоне трения.

Целью работы является построение моделей прогнозирования теплофизических характеристик композиционных материалов и оценку их адекватности на основе экспериментальных данных.

Формирование структуры многокомпонентных композиционных материалов в процессе прессования во многом зависит от формы, гранулометрического состава, объемного содержания и качественных характеристик исходных компонентов смеси. В качестве компонентов композиционных материалов триботехнического типа использовали графит чешуйчатый, графит искусственный, глинозем, карбид титана, алюминиевый порошок и алюминиевую пудру. С целью повышения адгезии между компонентами и формирования более плотной структуры композиционного материала на основные компоненты (графит чешуйчатый, графит искусственный, глинозем, карбид титана) предварительно наносили гальваническое никелевое покрытие. Характеристики компонентов композиционных материалов представлены в табл. 1.

Таблица 1 – Характеристика компонентов композиционных материалов

С достаточной инженерной точностью коэффициенты теплоемкости многокомпонентных композиционных материалов C_k можно рассчитать по формуле:

$$C_k = \sum_{i=1}^N C_i \cdot P_i, \quad (1)$$

где P_i , C_i – объемное содержание и теплоемкость компонента с номером i ; N – число компонентов композита.

Учитывая зависимость коэффициентов теплоемкости от температуры, можно записать:

$$C_k(T) = B_0 + B_1 \cdot T + B_2 \cdot T^{-2} + B_3 \cdot T^{-3}, \quad (2)$$

где B_i – коэффициенты; T – температура.

Коэффициенты уравнения (2) определяют с использованием соотношения:

$$B_i = \sum_{i=1}^N b_i \cdot P_i, \quad (3)$$

Методом прямого двухстороннего горячего прессования при удельном давлении 60 МПа и температуре 723 К получены образцы композиционных материалов на основе компонентов, представленных в табл. 1. Состав полученных образцов композитов представлен в табл. 2.

Теплоемкость образцов определяли методом динамического колориметра с тепломером и адиабатической оболочкой на приборе НТ-с-400.

Исходные данные для расчета теплоемкости по формулам (2) и (3) представлены в табл. 3 [5].

В табл. 4 представлены опытные и расчетные значения теплоемкости исследуемых типов многокомпонентных композиционных материалов. Величина максимального отклонения опытных и расчетных значений не превышает 20 %.

Для оценки условий применения триботехнических материалов применяются коэффициенты теплопроводности.

Таблица 2 – Состав композиционных материалов триботехнического назначения

Компоненты композита	Содержание компонентов, %, по сериям образцов			
	I	II	III	IV
Графит чешуйчатый	6,7	8,6	11,5	11,9
Графит искусственный	37,7	13,9	–	9,6
Оксид алюминия	–	–	57,1	–
Карбид титана	–	–	–	66,5
Алюминий	53,3	76,5	26,9	10,5
Никель	2,3	1,0	4,5	1,5

Таблица 3 – Коэффициенты b_i в модели теплоемкости

Компонент	b_0	$b_1 \cdot 10^3$	$b_2 \cdot 10^5$
Углерод	4,10	1,02	-2,10
Алюминий	4,94	2,96	0
Никель	4,06	7,04	0
Оксид алюминия	27,43	3,06	-8,47
Карбид титана	11,83	0,80	-3,58

В рамках среды класса B_2 [6] коэффициенты теплопроводности многокомпонентного композита a_{ij} можно записать:

$$a_{ij} = \sum_{i=1}^N a_{ij}^k \cdot \lambda_k, \quad (4)$$

где a_{ij}^k – коэффициенты теплопроводности k -го компонента композита; λ_k – случайная индикаторная функция компонента [6]; N – число компонентов в композите.

Таблица 4 – Теплоемкость полученных образцов композитных материалов

Серия образцов	Теплоемкость образцов, Дж/(кг·К), при температуре, К									
	293		373		473		573		673	
	расчет	опыт	расчет	опыт	расчет	опыт	расчет	опыт	расчет	опыт
I	0,78	0,59	1,02	0,81	1,15	0,83	1,24	0,98	1,31	-
II	0,83	0,69	0,98	0,89	1,08	0,98	1,16	1,28	1,21	-
III	0,77	0,73	0,96	1,02	1,06	1,04	1,13	1,16	1,18	1,22
IV	0,64	0,60	0,87	0,75	0,99	0,98	1,06	0,97	1,12	1,16

Обобщая результаты работы [7] применительно к многокомпонентным хаотически армированным композиционным материалам, получают расчетную формулу для прогнозирования коэффициентов теплопроводности:

$$a_{ij}^m = \left(\left\langle a_{ij} \right\rangle - \frac{\sum_{k=1}^N \left\langle a_{ij}^k \right\rangle^2 \cdot (I_k^2 \cdot P_k^2 + D_k^2)}{3 \left\langle a_{ij} \right\rangle} \right) \cdot \delta_{ij}, \quad (5)$$

где I_k – коэффициент вариации коэффициентов теплопроводности k -го компонента композита; P_k – объемное содержание компонента композита с номером k ; $\langle \dots \rangle$ – оператор статистического осреднения; D_k^2 – момент второго порядка для λ_k ; $\langle a_{ij} \rangle$ – среднее значение, полученное осреднением (4).

Величину D_k^2 вычисляют по формуле:

$$D_k^2 = P_k \cdot (1 - P_k). \quad (6)$$

В табл. 5 представлены коэффициенты теплопроводности компонентов композита для температуры до 673 К.

Используя данные табл. 5 для серий образцов, представленных в табл. 2, по формуле (5) произведены расчеты коэффициентов теплопроводности в интервале температур 293...673 К. Результаты расчетов представлены в табл. 6.

Экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности получены методом динамического калориметра по стандартной методике на приборе НТ-1-400 и приведены в табл. 6.

Из анализа данных (табл. 6) следует, что коэффициенты теплопроводности исследуемых серий образцов с повышением температуры снижаются до 15 %. Расчетные значения коэффициентов теплопроводности с точностью не хуже 12 % соответствуют величинам, полученным в эксперименте.

Выводы

Установлена зависимость теплоемкости и коэффициентов теплопроводности металлоуглеродных многокомпонентных композиционных материалов от температуры. Проведена оценка точности предложенных расчетных методик путем сопоставления с экспериментальными значениями теплоемкости и коэффициентов теплопроводности четырех типов композиционных материалов.

Таблица 5 – Коэффициенты теплопроводности компонентов композита, Вт/(м·К)

Компоненты композита	Температура, К					Источник
	293	373	473	573	673	
Углерод	111	104	97	89	81	[8]
Алюминий	235	238	234	230	224	[9]
Никель	90,4	79,7	72,1	63,3	60,9	[9]
Оксид алюминия	32,3	30,0	27,4	24,8	28,2	[10]
Карбид титана	25	27	28	29	30	[10]

Таблица 6 – Коэффициенты теплопроводности, (Вт/(м·К)), композита в интервале температур 293...673 К

Примечание: в числителе – эксперимент, в знаменателе – расчет.

Список литературы

1. Адашкин А. М. Материаловедение и технология материалов / А. М. Адашкин, В. М. Зуев. – М. : Форум, 2010. – С. 184–193.
2. Костиков В. И. Сверхвысокотемпературные композиционные материалы / В. И. Костиков, А. Н. Варенков. – М. : Интермет Инжиниринг, 2003. – 560 с.
3. Буланов И. М. Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов / И. М. Буланов, В. В. Воробей. – М. : Изд-во МВТУ им. Н. Э. Баумана, 1998. – 516 с.
4. Бушуев Ю. Г. Углерод-углеродные композиционные материалы / Ю. Г. Бушуев, М. И. Персин, В. А. Соколов. – М. : Metallurgia, 1994. – 128 с.
5. Уикс К. Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их оксидов, галогенидов, карбидов и нитридов / К. Е. Уикс, Ф. Е. Блок. – М. : Metallurgia, 1965. – 240 с.
6. Богачев И. Н. Введение в статистическое материаловедение / И. Н. Богачев, А. А. Вайнштейн, С. Д. Волков. – М. : Metallurgia, 1972. – 216 с.
7. Волков С. Д. Статистическая механика композитных материалов / С. Д. Волков, В. П. Ставров. – Минск : БГУ, 1978. – 205 с.
8. Свойства конструкционных материалов на основе углерода : справочник / Под ред. В. П. Соседова. – М. : Metallurgia, 1975. – 336 с.
9. Зиновьев В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах : справочное издание / В. Е. Зиновьев. – М. : Metallurgia, 1989. – 384 с.
10. Мармер Э. Н. Материалы для высокотемпературных вакуумных установок / Э. Н. Мармер. – М. : Физматлит, 2007. – 152 с.

Одержано 13.12.2011

Воденніков С.А., Скачков В.О., Воденнікова О.С., Іванов В.І. Теплофізичні характеристики багатокомпонентних металовуглецевих композиційних матеріалів

Запропоновано моделі прогнозування коефіцієнтів теплопровідності та теплоємності багатокомпонентних металовуглецевих композиційних матеріалів триботехнічного типу. Виконано експериментальну перевірку запропонованих моделей.

Ключові слова: багатокомпонентний металовуглецевий композит, теплоємність, коефіцієнт теплопровідності, температура, розрахунок, експеримент.

Vodennikov S., Skachkov S., Vodennikova O., Ivanov V. Thermalphysics characteristics of multicomponent metalcarbon composite materials

Models for prognostication of heat conductivity coefficients and heat capacity for multicomponent metalcarbon composite materials of tribotechnical type were offered. The experimental verification of the offered models was made.

Key words: multicomponent metalcarbon composite, heat capacity, coefficient of heat conductivity, temperature, calculation, experiment.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

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

Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ВОЛЬФРАМА К МОЛИБДЕНУ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ЖСЗЛС, ОПТИМАЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ГАФНИЕМ И ТАНТАЛОМ

Оценено влияние соотношения вольфрама к молибдену (W/Mo) в диапазоне от 1 до 7 на прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого сплава ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием и танталом. Приведены результаты механических испытаний на кратковременную и длительную прочность опытных составов в сравнении с некоррозионностойким промышленным сплавом ЖС6У.

Ключевые слова: литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы, многокомпонентная система легирования, оптимальное соотношение, механические испытания, кратковременная и длительная прочность.

Введение

Основная тенденция дальнейшего развития газотурбостроения заключается в повышении коэффициента полезного действия (КПД) за счет постоянного повышения температуры газа на входе в турбину. В свою очередь, это требует повышения служебных характеристик материалов горячего тракта турбины и, прежде всего, длительной прочности материала, т. е. его высокотемпературной работоспособности [1–7].

В настоящее время предприятия, выпускающие авиационные газотурбинные двигатели, проектируют и осваивают выпуск как авиационных, так и наземных газотурбинных двигателей нового поколения одновременно с модернизацией существующих газотурбинных установок разного назначения [8]. Так, на промышленных предприятиях ГП ЗМКБ «Ивченко-Прогресс» и ОАО «Мотор Сич» освоено технологический процесс получения сопловых лопаток из сплава ЖС6У для стационарных газотурбинных двигателей разного типа. Однако, как показала практика, данный сплав не обеспечивает необходимого эксплуатационного ресурса лопаткам из-за низкой высокотемпературной коррозионной (ВТК) стойкости.

Взамен сплава ЖС6У рекомендовано использовать промышленный литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЖСЗЛС, полностью удовлетворяющий требованиям к материалу сопловых лопаток, однако имеющий достаточно низкий уровень прочностных характеристик, что делает его применение как материала лопаток для газотурбинных двигателей нового поколения не перспективным. Поэтому возникла необходимость в разработке на основе промышленного литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС модернизированного состава с более высокими прочностными харак-

теристиками, приближающимися по уровню к промышленному литейному жаропрочному не коррозионностойкому никелевому сплаву ЖС6У.

В данной работе было исследовано влияние различного соотношения вольфрама к молибдену в диапазоне от 1 до 7 в сплаве ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом, на механические свойства для оптимизации границ легирования данного соотношения с целью обеспечения прочностных характеристик на уровне промышленного сплава ЖС6У.

Постановка задачи

На первом этапе было исследовано влияние гафния в диапазоне концентраций от 0,1 % до 0,9 % по массе на структуру и механические свойства промышленного сплава ЖСЗЛС и оптимизировано его содержание по лучшим показателям прочностных характеристик [9].

На втором этапе было исследовано влияние тантала в диапазоне концентраций от 1,5 % до 3,5 % по массе на структуру и прочностные характеристики сплава ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием, и оптимизировано содержание тантала по лучшим показателям механических свойств [10].

На третьем, заключительном этапе, исследовалось влияние соотношения вольфрама к молибдену в исследуемом диапазоне от 1 до 7 в сплаве ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием и танталом, для оптимизации данного соотношения по лучшим суммарным показателям прочностных характеристик.

Для этой цели на базе сплава ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием 0,3 % и танталом 2,5 % (состав 0) с разным соотношением вольфрама к молибдену в исследуемом диапазоне, были отлиты образцы опытных составов № 1–№ 5. Одновременно были отлиты образцы из промышленного сплава ЖС6У.

Заливка образцов исследуемых сплавов осуществлялась в вакуумно-индукционной печи марки УППФ-3М в соответствии с серийной технологией. Литые заготовки образцов имели цилиндрическую форму диаметром 16 мм и длиной 70 мм.

Химический анализ опытных плавок проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73, ОСТ 1.90126-85 и ОСТ 1.90127-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа). Химические составы опытных плавок исследованных сплавов приведены в таблице 1.

Далее из литых заготовок были изготовлены цилиндрические образцы для сравнительных механических испытаний по стандартным методикам: на кратковременную прочность по ГОСТ 9651-73 при температуре 20 °С и длительную прочность по ГОСТ 10145-81 при температурах 950 °С и 975 °С. Механические испытания образцов проводились после термической обработки.

Анализ результатов

Для оценки влияния соотношения вольфрама к молибдену на прочностные характеристики сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом, с целью оптимизации пределов данного соотношения были проведены механические испытания на кратковременную и длительную прочность образцов опытных составов № 1–№ 5 с разным соотношением W/Mo в исследованном диапазоне от 1 до 7, в сравнении со сплавом ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом, у которого соотношение вольфрама к молибдену соответствовало марочному W/Mo = 1 (сплав 0) и промышленным сплавом ЖС6У (табл. 1).

Испытания на кратковременную прочность проводили при 20 °С на образцах опытных составов №1–№5 с разным соотношением W/Mo в исследуемом диапазоне (рис. 1), в сравнении с промышленным сплавом ЖС6У.

Таблица 1 – Химический состав опытных плавок исследованных сплавов

Сплав №	Содержание легирующих элементов %, по массе													
	C	Cr	Al	Ti	W	Mo	Co	Nb	Ta	Hf	Ce	Zr	B	Ni
0	0,12	14,9	2,9	2,8	4,0	4,0	5,1	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
1	0,10	14,7	3,1	3,0	5,0	3,0	4,5	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
2	0,09	14,8	2,8	2,9	5,5	2,5	4,8	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
3	0,08	14,6	3,0	2,7	6,0	2,0	4,6	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
4	0,09	14,5	3,1	2,6	6,5	1,5	4,9	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
5	0,11	14,4	2,9	2,8	7,0	1,0	4,7	–	2,5	0,3	0,01	0,02	0,015	Осн.
ЖС6У	0,18	9,0	5,4	2,6	10,5	1,5	9,8	1,0	–	–	0,02	0,04	0,025	Осн.

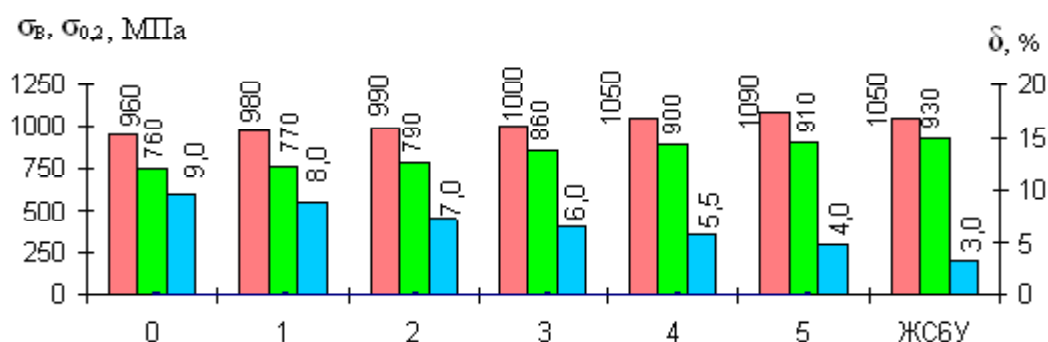


Рис. 1. Кратковременные механические свойства при 20 °С сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием 0,3 % и танталом 2,5 % с переменным соотношением W/Mo:

- 0 – сплав ЖСЗЛС + 0,3 %Hf + 2,5Ta с марочным соотношением W/Mo = 1,0;
- 1 – сплав ЖСЗЛС + 0,3 %Hf + 2,5Ta с соотношением W/Mo = 1,7;
- 2 – сплав ЖСЗЛС + 0,3 %Hf + 2,5Ta с соотношением W/Mo = 2,2;
- 3 – сплав ЖСЗЛС + 0,3 %Hf + 2,5Ta с соотношением W/Mo = 3,0;
- 4 – сплав ЖСЗЛС + 0,3 %Hf + 2,5Ta с соотношением W/Mo = 4,3;
- 5 – сплав ЖСЗЛС + 0,3 %Hf + 2,5Ta с соотношением W/Mo = 7,0;
- ЖС6У – не содержит гафний и тантал с марочным соотношением W/Mo = 7,0.

Результаты испытаний на кратковременную прочность показали, что при увеличении соотношения вольфрама к молибдену прочностные характеристики опытных сплавов № 1–№ 5 повышаются, но при этом снижаются показатели пластичности.

Было установлено, что зависимость свойств сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом, от величины соотношения вольфрама к молибдену в исследованном диапазоне не имеет экстремального характера. Из рисунка 1 видно, что наиболее высокие значения кратковременной прочности достигаются в сплаве ЖСЗЛС с 0,3% гафния и 2,5 % тантала при соотношении W/Mo = 7 (W = 7 %, Mo = 1 %) – опытный состав № 5. Испытания показали, что при увеличении соотношения W/Mo до 7 в образцах опытного сплава № 5 повышаются показатели предела прочности σ_B на 130 МПа и предела текучести $\sigma_{0,2}$ на 150 МПа, при этом снижаются показатели пластичности δ с 9,0 % до 3,5 %, т. е. в 2–2,5 раза, по сравнению со сплавом ЖСЗЛС с гафнием и танталом при соотношении W/Mo = 1 (состав 0). Механические испытания на кратковременную прочность показали, что оптимальное соотношение показателей прочности и пластичности достигаются в опытном составе № 4 при соотношении W/Mo = 4,3 (W = 6,5 %, Mo = 1,5 % по массе). Так, предел прочности σ_B образцов опытного сплава № 4 повысился на 110 МПа, предел текучести на 140 МПа, по сравнению с образцами сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом с соотношением W/Mo = 1 (состав 0), но при этом менее интенсивно снижаются показатели пластичности δ с 9 % до 6,5 % (рис. 1).

На рисунке 2 представлены результаты испытаний на длительную прочность при температуре $t = 950$ °С и напряжении $\sigma = 200$ МПа образцов опытных сплавов № 1–№ 5 с различным соотношением W/Mo в исследованном диапазоне, в сравнении с образцами промышленного сплава ЖС6У.

Результаты испытаний на длительную прочность показали, что при увеличении величины соотношения вольфрама к молибдену от 1,7 до 7,0 долговечность образцов опытных сплавов № 1–№ 5 заметно возрастает. Установлено, что долговечность образцов сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом (сплав 0) зависит от величины соотношения вольфрама к молибдену и так же, как в случае испытаний на кратковременную прочность, не имеет экстремального характера в исследованном диапазоне (рис. 2).

Полученные результаты показали, что наиболее высокие значения длительной прочности достигаются в сплаве ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом, при соотношении W/Mo = 7 (состав № 5), которое также имеет марочный промышленный сплав ЖС6У, но при более высоком уровне пластичности. Испытания показали, что образцы опытного состава № 4 с соотношением W/Mo = 4,3 имеют время до разрушения образцов в 3–4 раза больше, чем сплав ЖСЗЛС с гафнием и танталом при марочном соотно-

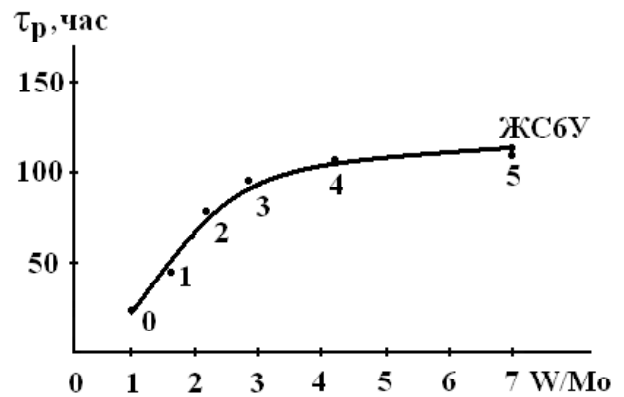


Рис. 2. Влияние соотношения W/Mo в сплаве ЖСЗЛС с гафнием и танталом на время до разрушения образцов, испытанных при температуре $t = 950$ °С и напряжении $\sigma = 200$ МПа:

- 0 – сплав ЖСЗЛС+0,3%Нf +2,5Та с марочным соотношением W/Mo = 1,0;
- 1 – сплав ЖСЗЛС+0,3%Нf +2,5Та с соотношением W/Mo = 1,7;
- 2 – сплав ЖСЗЛС+0,3%Нf +2,5Та с соотношением W/Mo = 2,2;
- 3 – сплав ЖСЗЛС+0,3%Нf +2,5Та с соотношением W/Mo = 3,0;
- 4 – сплав ЖСЗЛС+0,3%Нf +2,5Та с соотношением W/Mo = 4,3;
- 5 – сплав ЖСЗЛС+0,3%Нf +2,5Та с соотношением W/Mo = 7,0;
- ЖС6У – не содержит гафний и тантал с марочным соотношением W/Mo = 7,0

шении W/Mo = 1 (состав 0), что обеспечивает повышение долговечности образцов до уровня сплава ЖС6У. Следует отметить, что все опытные составы № 1–№ 5, имеющие соотношение W/Mo > 1, показали более высокий уровень характеристик кратковременной и длительной прочности, чем сплав ЖСЗЛС с гафнием и танталом, но при марочном соотношении W/Mo = 1 (состав 0).

Таким образом, опытный состав № 4, в дальнейшем называемый сплав ЖСЗЛС-М, содержащий 0,3 % гафния и 2,5 % тантала по массе при соотношении W/Mo = 4,3, обладает оптимальными суммарными показателями прочности и пластичности. При этом его прочностные характеристики находятся на эквивалентном уровне, в сравнении с некоррозионностойким сплавом ЖС6У, но с более высоким уровнем пластичности.

В таблице 2 приведены результаты промышленной аттестации механических свойств разработанного сплава ЖСЗЛС-М по входному паспортному контролю для сплава ЖС6У.

Результаты промышленной аттестации механических свойств показали, что разработанный на основе промышленного сплава ЖСЗЛС литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЖСЗЛС-М обеспечивает эквивалентный уровень как кратковременной, так и длительной прочности при значительно лучших показателях пластичности, в сравнении с некоррозионностойким жаропрочным сплавом ЖС6У.

Таблица 2 – Результаты промышленной аттестации механических свойств

Марка сплава	Состояние образца	Результаты механических испытаний			
		Кратковременная прочность при 20 °С			Длительная прочность
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$\sigma_{20}^{975} \geq 40$ часов
					τ , время до разрушения
ЖСЗЛС-М	После ТО	1090	910	8,0	44 ³⁰
		1075	905	10,0	40 ¹⁰
		1115	925	9,5	40 ¹⁵
		1125	930	10,0	43 ⁵⁵
		1120	940	9,0	45 ⁰⁰
		1115	915	8,5	41 ²⁰
		1110	910	7,5	40 ³⁰
		1085	900	7,0	42 ³⁰
ОСТ 1 90127-85 на сплав ЖС6У	После ТО	≥ 850	–	≥ 3	≥ 40

Финишная оптимизация химического состава разработанного модернизированного состава – сплава ЖСЗЛС-М– была достигнута тем, что при содержании углерода в пределах 0,08–0,12 %, хрома в пределах 14,0–15,0 %, алюминия 2,5–3,5 %, титана 2,5–3,5 %, молибдена в пределах 1,5–2,5 %, вольфрама в пределах 6,0–7,0 %, кобальта в пределах 4,0–5,0 %, тантала в пределах 2,0–3,0 %, гафния в пределах 0,2–0,4 %, циркония в пределах 0,010–0,020 %, бора в пределах 0,010–0,020 %, заметно улучшилась структурная стабильность и существенно повысились показатели кратковременной и длительной прочности, что обеспечило прочностные характеристики на эквивалентном уровне, в сравнении с жаропрочным некоррозионностойким промышленным сплавом ЖС6У при лучшей пластичности.

В целом улучшилась сбалансированность многокомпонентной системы легирования разработанного сплава ЖСЗЛС-М и, соответственно, снизилась вероятность выделения избыточных, топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз неблагоприятной морфологии как при кристаллизации, так и в процессе термической обработки.

Выводы

1. Лучшие суммарные показатели прочности и пластичности достигаются при оптимальном соотношении W/Mo = 4,3 в сплаве ЖСЗЛС, легированном 0,3 % гафния и 2,5 % тантала по массе (состав № 4 – ЖСЗЛС-М). Дальнейшее повышение соотношения W/Mo до 7 приводит к заметному снижению показателей пластичности.

2. Увеличение в сплаве ЖСЗЛС-М соотношения вольфрама к молибдену с 1 до 4 при оптимальном легировании перспективными элементами гафнием и танталом, позволило заметно повысить высокотемпературную работоспособность сплава за счет повышения термодинамической стабильности фаз и улучшения их структурной морфологии.

Список литературы

1. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : научн.-техн. сб. к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
2. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
3. Каблов Е. Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е. Н. Каблов, Е. Р. Голубовский. – М. : Машиностроение, 1998. – 464 с.
4. Каблов Е. Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД / Е. Н. Каблов, С. Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. – № 1. – С. 34–37.
5. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / [Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.]. – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
6. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / [Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др.]; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.
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. 75 лет. Авиационные материалы / Избранные труды «ВИАМ» 1932 – 2007. Юбилейный научно-технический сборник / Под общ. ред. акад. РАН Каблова Е. Н. – М. : ВИАМ. – 2007. – 438 с.
9. Влияние легирования гафнием на структурообразование жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / [А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Т. В. Тихомирова] // Молодые специалисты авиационно-строительной отрасли «Молодежь в авиации: Новые решения и передовые технологии: V междунар. науч.-техн. конф., 16–20 мая 2011 г. : сб. тез. докл. – Запорожье–Алушта, 2011. – С. 172–174.

10. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС / [А. Д. Коваль, А. Г. Андри-

енко, С. В. Гайдук, В. В. Кононов] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – Запоріжжя, ЗНТУ. – 2011. – № 2. – С. 42–46.

Одержано 09.12.2011

Коваль А.Д., Андриєнко А.Г., Гайдук С.В., Кононов В.В. Вплив співвідношення вольфраму до молібдену на механічні властивості сплаву ЖСЗЛС, оптимально легованого гафнієм і танталом

Оцінено вплив співвідношення вольфраму до молібдену (W/Mo) в діапазоні від 1 до 7 на характеристики міцності ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС, оптимально легованого гафнієм і танталом. Наведено результати механічних випробувань на короткочасну і довготривалу міцність дослідного складу, порівняно з некорозійностійким промисловим сплавом ЖС6У.

Ключові слова: ливарні жароміцні корозійностійкі нікелеві сплави, багатоконпонентна система легування, оптимальне співвідношення, механічні випробування, короткочасна і довготривала міцність.

Koval A., Andrienko A., Gayduk S., Kononov V. Influence of tungsten to molybdenum ratio on mechanical properties of alloy ЖСЗЛС which is optimally alloyed with hafnium and tantalum

The influence of tungsten to molybdenum ratio (W/Mo) on the strength parameters of cast high-temperature corrosion-resistant alloy ЖСЗЛС which is optimally alloyed with hafnium and tantalum has been estimated within the range from 1 to 7. The short-term and long-term mechanical strength testing results of experimental chemical compositions have been represented in comparison with non-corrosion-resistant commercial alloy ЖС6У.

Key words: cast high-temperature corrosion-resistant nickel-base alloys, multi-component system of alloying, optimum ratio, mechanical tests, short-term and long-term strength.

УДК 669.721.5

Ю. О. Зеленюк¹, канд. мед. наук В. М. Чорний²,
канд. техн. наук В. А. Шаломєєв¹, д-р техн. наук Е. І. Цивірко¹

¹ Національний технічний університет, ² Державний медичний університет;
м. Запоріжжя

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МЛ-5 З ТИТАНОМ І ЦИРКОНІЄМ

Досліджували вплив хімічного складу, структурних складових литого магнієвого сплаву Мл-5 на корозійну стійкість у водних розчинах з різним вмістом хлористого натрію. Встановлено, що корозійна стійкість сплавів залежить від вмісту титану та цирконію і зростає зі збільшенням кількості інтерметалідів у сплаві, а також зменшується з підвищенням концентрації хлористого натрію в розчині.

Ключові слова: магнієвий сплав, хімічний склад, мікролегування, інтерметалід, корозійна стійкість.

Збільшення ресурсу роботи деталей з магнієвих сплавів для авіа- та ракетодвигунів, електроніки та зменшення витрат на їх ремонт є актуальним завданням. Такі вироби експлуатуються в різних середовищах і умовах навантаження, а їх корозійна стійкість вивчена недостатньо. Дослідження корозійних властивостей магнієвих сплавів потребує проведення спеціальних експериментів.

Титан та цирконій елементи IV-а підгрупи, що мають близькі значення атомних радіусів ($\leq 15\%$), електровід'ємності ($\leq 0,4$) та знаходяться поряд у ряді електрохімічних напружень з металом-основою, тому можуть утворювати з магнієм тверді розчини, незначно спотворюючи їх кристалічну ґратку, та певною мірою впливати на корозійну стійкість (табл. 1).

У цій роботі вивчали вплив титану на цирконію на структурні складові литого магнієвого сплаву Мл-5 та його корозійну стійкість у водних розчинах з різним вмістом хлористого натрію.

Магнієвий сплав Мл-5 (% мас.): (8,62 Al; 0,32 Zn; 0,26 Mn; 0,030 Si; 0,016 Fe; 0,02 Cu; зал. Mg) виплавляли в індукційній тигельній печі ІПМ-500 за серійною технологією. Розплав рафінували флюсом ВІ-2(40...48% MgCl₂; 30...40% KCl; 5% BaCl₂; 3...5% CaF₂) у роздавальній печі, з якої порційно відбирали ковшем розплав і вводили у нього магній – титанову та магній-цирконієву лігатури з розрахунком отримати у сплаві 0; 0,05; 0,1; 1,0 % (за масою) титану та цирконію. Розплав з температури 730±5 °С заливали в піщано-глинисті форми для одержання зразків з

Таблиця 1 – Атомні радіуси (Ar), електровід’ємність елементів (E/B), нормальний електродний потенціал (E⁰) та співвідношення їх відносно магнію [1–3]

Елемент	Ar _{Ел.} , пм	(Ar _{Mg} - Ar _{Ел.}) / Ar _{Mg} , %	E/B _{Ел.}	E/B _{Mg} - E/B _{Ел.}	E ⁰ , В
Mg	160	-	0,56	-	-2,37
Zr	160	0,0	0,57	-0,01	-1,53
Ti	146	8,7	0,61	-0,05	-1,63

діаметром 12 мм, які проходили термічну обробку в печах типу Бель’ю і ПАП-4М за режимом: нагрівання до 415±5 °С, витримка 15 годин, охолодження на повітрі і старіння при 200±5 °С, витримка 8 годин, охолодження на повітрі.

Якісним та кількісним («Л» ГОСТ 1778–70) методами вивчали структурні складові сплавів на оптичному мікроскопі «Neophot 32» після травлення шліфів реактивом: 1 % азотної кислоти, 20 % оцтової кислоти, 19 % дистильованої води, 60 % етиленгліколю. Хімічний аналіз структурних складових магнієвих сплавів вивчали на електронному мікроскопі – мікроаналізаторі з енергодисперсійною приставкою РЕММА 202М і РЕМ 161.

Для корозійних досліджень виготовляли зразки розміром Ø 10×6 мм на токарному верстаті, не допускаючи використання мастила, емульсії та місцевих перегрівів. Зразки після токарної обробки зачищали наждачним папером з дрібним зерном і одержували шорсткість поверхні не гірше Ra ≤ 2,5 мкм (ГОСТ 9.019-74). Кожний зразок обмірювали штангенциркулем з точністю до 0,1 мм і зважували його на аналітичних вагах АДВ-200 з точністю до 0,0001 г.

Корозійні випробування проводили у водних розчинах з вмістом 0,7, 0,9 та 3,0 % NaCl при температурі 36±1,0 °С, стабільність якої забезпечувалась ультратермостатом УТ-15. Зразки перед розміщенням в розчині знежирювали етиловим спиртом. Через задану кількість діб (3, 5, 7, 10, 20, 30) зразки виймалися з розчину, з їх поверхні видаляли продукти корозії хромовим ангідридом, у якому зразки витримували при температурі 18–25 °С протягом 1–5 хв. Після видалення продуктів корозії зразки промивали у проточній та дистильованій воді, висушували та зважували на вагах АДВ-200.

Втрату маси Δm , г/м² розраховували за формулою:

$$\Delta m = \frac{m_0 - m_1}{S}, \text{ г/м}^2, \quad (1)$$

де m_0 – вага зразка до випробування, г;

m_1 – вага зразка після випробування і видалення продуктів корозії, г;

S – площа поверхні зразка до випробування, м².

Корозійна стійкість K , г/(м²·д) розраховували за формулою:

$$K = \frac{\Delta m}{\tau}, \text{ г/(м}^2\text{·д)}, \quad (2)$$

де τ – тривалість випробування, діб.

Для кожного варіанту випробування визначали корозійну стійкість зразків, використовуючи вимірювання на базі 2...3 зразків.

Металографічні дослідження показали, що структура стандартного сплаву Мл-5 складалася з δ -твердого розчину, інтерметалідів (γ -фази Mg₁₇Al₁₂) та евтектики типу $\delta + \gamma$ (Mg₁₇Al₁₂), яка розташовувалася по границях зерен (рис. 1, а). Зі збільшенням вмісту титану та цирконію у сплаві Мл-5 зменшувалися кількість евтектики, розмір мікрозерна та відбувалося подрібнення інтерметалідної фази. При вмісті 1,0 % (мас.) Ті кількість інтерметалідних включень збільшилася у 3 рази (табл. 2). У зразках із вмістом 1,0 % (мас.) Zr спостерігалася дендритна ліквіація (рис. 1, б). Мікрорентгеноспектральним аналізом встановили, що Ті та Zr наявні у складі інтерметалідної фази. Так, при вмісті 1,0%(мас) Ті у сплаві його вміст у інтерметаліді становив 21,8 %. При вмісті 1,0 % (мас.) Zr у сплаві його вміст у інтерметаліді становив 71,4 %.

Таблиця 2 – Кількісна оцінка інтерметалідів у зразках сплаву Мл-5 з титаном і цирконієм

Елемент	Вміст розрахунковий, % мас.	Кількість інтерметалідів на довжені 50 мм					Середній розмір інтерметалідів, мкм	
		Загальна	в т.ч. в розмірних групах, мкм					
			до 4	4,1–7,9	8–15	15,1–19		
Ті	0	128/108*	24/54	36/30	60/24	18/0	9,23/5,73	7,70**
	0,05	240/120	144/60	54/36	36/24	6/0	4,71/5,25	4,89
	0,1	258/144	216/96	18/30	24/18	0/0	3,22/4,22	3,58
	1,0	336/180	288/126	24/36	24/18	0/0	3,05/3,61	3,24
Zr	0,05	156/120	66/48	54/30	24/42	12/0	5,83/6,01	5,91
	0,1	180/156	90/102	60/30	18/24	12/0	4,95/4,38	4,68
	1.0	264/180	120/144	126/24	18/12	0/0	4,47/3,18	3,95

Примітка. *) чисельник – пластинчасті інтерметаліди; знаменник – сферичні інтерметаліди; **) середній розмір всіх інтерметалідів.

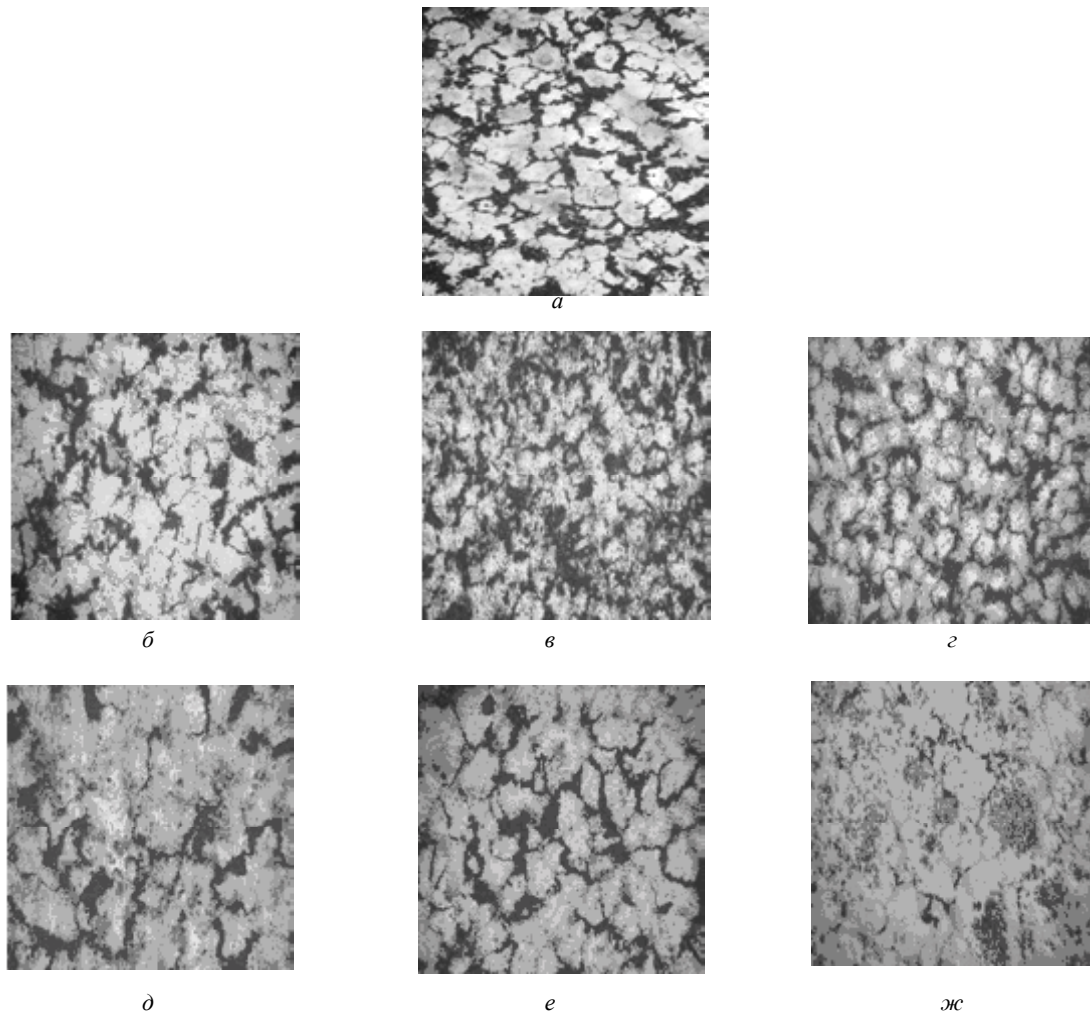


Рис. 1. Мікроструктура зразків зі сплаву Мл-5 з Ті та Zr ($\times 100$):

а – стандартний сплав, *б* – 0,05 % Ті, *в* – 0,1 % Ті, *г* – 1,0 % Ті, *д* – 0,05 % Zr, *е* – 0,1 % Zr, *ж* – 1,0 % Zr

Зростання вмісту титану та цирконію збільшувало кількість пластинчастих інтерметалідів (рис. 2). Встановлено, що при вмісті 0,05 %(мас.) Ті в сплаві доля пластинчастих інтерметалідів з розмірами менше 4 мкм збільшувалася майже в 6 разів, а доля інтерметалідів з розмірами до 15 мкм зменшувалася більше ніж у 2 рази. При вмісті 1,0 %(мас.) Ті в сплаві доля пластинчастих інтерметалідів з розмірами менше 4 мкм збільшувалася майже в 12 разів, а доля інтерметалідів з розмірами до 15 мкм зменшувалася більше ніж в 5 разів, а інтерметаліди з розмірами більше 15 мкм не спостерігалися (табл. 2). При збільшенні вмісту титану з 0 до 1,0 %(мас.) середній розмір пластинчастих інтерметалідів зменшувався з 7,7 до 3,05 мкм, а сферичних з 5,73 до 3,61 мкм.

Зростання вмісту цирконію з 0 до 1,0 %(мас.) у зразках зі сплаву Мл-5 приводило до зменшення середнього розміру пластинчастих інтерметалідів з 7,7 до 4,47 мкм, а сферичних – з 5,73 до 3,18 мкм. Кількість інтерметалідів з розмірами менше 4 мкм при наявності цирконію у сплаві збільшувалася меншою мірою, ніж при

мікролегуванні титаном. Так, при вмісті 0,05 %(мас.) Zr у сплаві їх кількість збільшилася майже у 3 рази. При мікролегуванні цирконієм були відсутні сферичні інтерметаліди з розмірами до 15 і більше мкм.

Порівняльний аналіз корозійної стійкості зразків варіантів магнієвого сплаву, що вивчаються (табл. 3), показав, що вміст титану та цирконію суттєво впливає на його корозію у водних розчинах з хлористим натрієм (рис. 3). Так, зразки сплаву Мл-5 з титаном порівняно зі сплавом з цирконієм у середньому майже в 1,5 раза повільніше розчинялися в розчинах з 0,7 та 0,9 % NaCl, але при збільшенні в розчині хлористого натрію з 0,7 до 3,0 % помітно зростає швидкість корозії сплаву (табл. 3).

З підвищенням вмісту титану у сплаві Мл-5 з 0 до 0,1 % (мас.) корозійна стійкість у розчині з 0,7 % NaCl збільшувалася з 85,4 до 11,03 г/(м²·д) (табл. 3). Подальше зростання вмісту Ті до 1,0 % (мас.) приводило до зниження корозійної стійкості (25,96 г/(м²·д)). Більшу корозійну стійкість у розчині з 0,7 % NaCl мали зразки сплаву Мл-5 з 0,1 % (мас.) Ті, що можна пов'язати з

суттєвою зміною хімічного складу інтерметалідів, зменшенням (на 50 %) їх середнього розміру за рахунок відсутності включень з розмірами >15 мкм і збільшенням майже в 9 разів частки інтерметалідів з розмірами < 4 мкм (табл. 2).

Присутність цирконію у сплаві Мл-5 підвищила корозійну стійкість зразків у 2 рази. Корозійна стійкість у розчині з 0,7% NaCl сплаву Мл-5 з 0 та 0,1 %(мас.)Zr підвищувалася з 85,4 до 37,2 г/(м²·д)

(табл. 3). Подальше зростання вмісту Zr до 1,0%(мас.) майже не вплинуло на корозійну стійкість (40,4 г/(м²·д)).

При випробуванні зразків сплаву Мл-5 у розчині з 0,7 % NaCl встановлена достовірна прямопропорційна лінійна залежність між загальною кількістю інтерметалідів (N) та корозійною стійкістю (K) (рис. 4):

$$K = 125,5 - 0,23N, (r = 0,82), \text{ г/(м}^2\cdot\text{д)}. \quad (3)$$

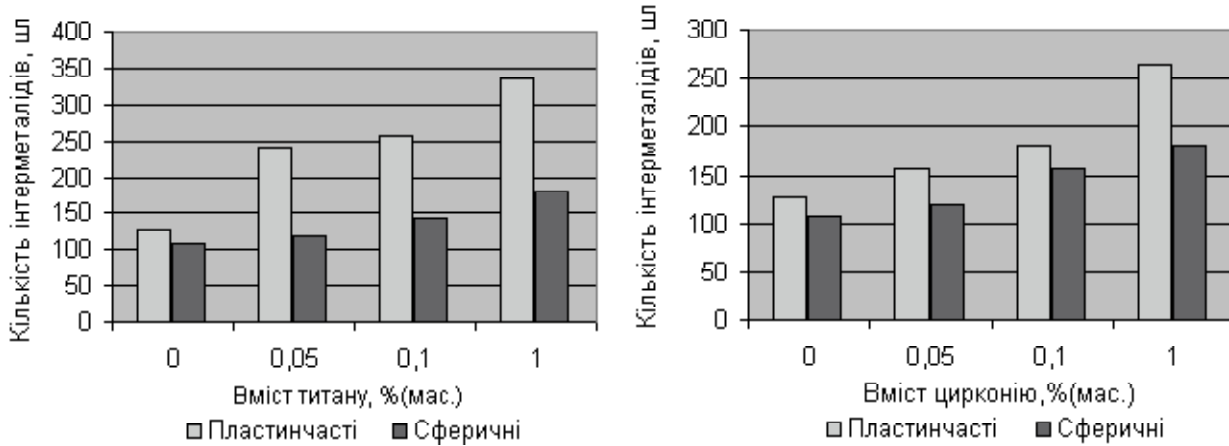


Рис. 2. Кількість інтерметалідних включень у зразках зі сплаву Мл-5 з різним вмістом титану та цирконію

Таблиця 3 – Корозійна стійкість магнієвих сплавів у розчинах з різним вмістом хлористого натрію

Легувальний елемент	Вміст легувального (розрахунковий), % мас.	Середня корозійна стійкість у розчинах з NaCl, К, г/(м ² ·д)		
		Вміст NaCl у розчині, %		
		0,7	0,9	3,0
Ti	0	85,40	219,4	472,9
	0,05	37,55	125,93	178,7
	0,1	11,04	59,13	111,5
	1,0	25,96	65,6	89,4
Zr	0	85,40	219,4	472,9
	0,05	47,93	66,47	105,1
	0,1	37,2	-	73,8
	1,0	40,40	60,1	250,8

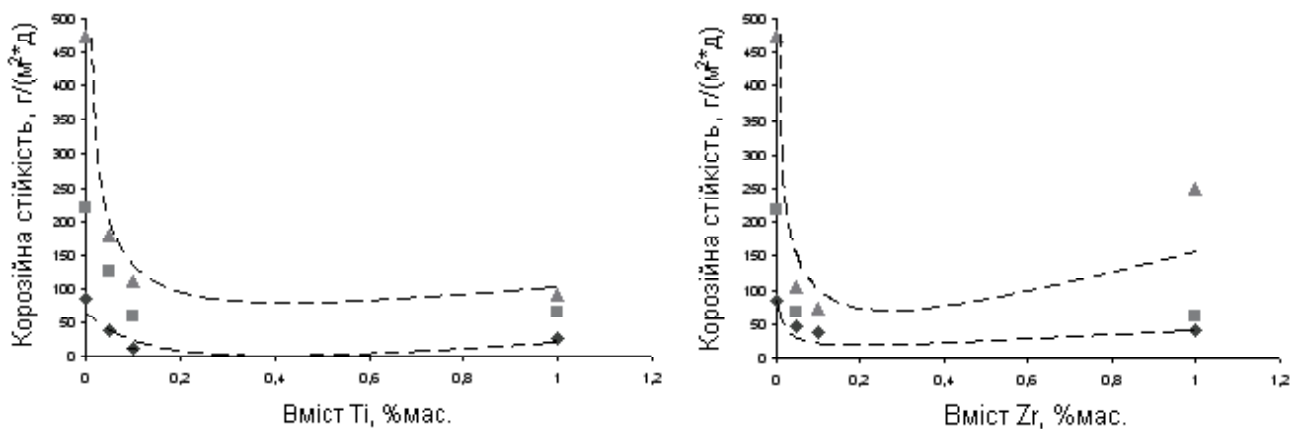


Рис. 3. Вплив вмісту титану та цирконію на корозійну стійкість зразків

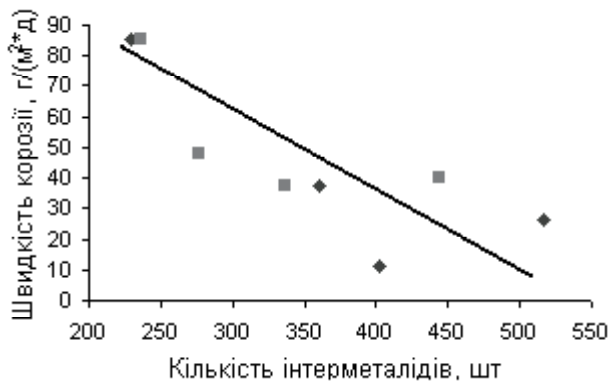


Рис. 4. Вплив кількості інтерметалідів (N) на корозійну стійкість (K) сплаву Мл-5 (◆ – Ti, ■ – Zr)

Вивчали вплив морфології інтерметалідів на корозійну стійкість сплаву Мл-5. Встановили, що зі збільшенням кількості як пластинчастих, так і сферичних інтерметалідів корозійна стійкість підвищується. Були встановлені достовірні залежності (рис. 5):

$$K = 110,1 - 0,30N, (r = 0,84), \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{д}); \quad (4)$$

$$K = 140,3 - 0,67N, (r = 0,65), \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{д}). \quad (5)$$

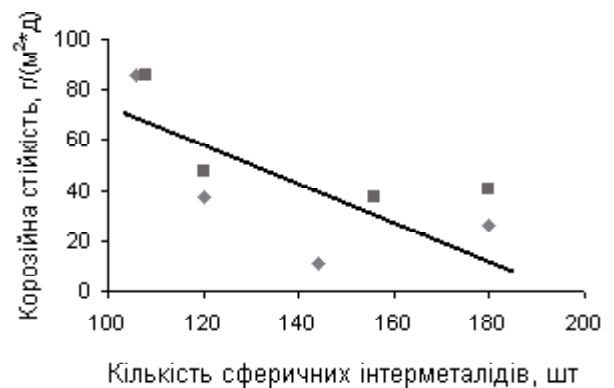
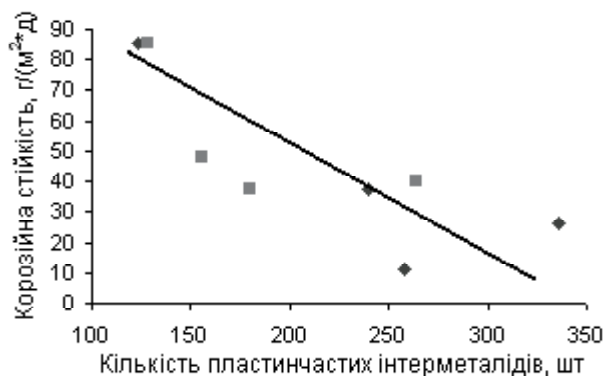


Рис. 5. Вплив кількості пластинчастих та сферичних інтерметалідів у сплаві Мл-5 на його корозійну стійкість (◆ – Ti, ■ – Zr)

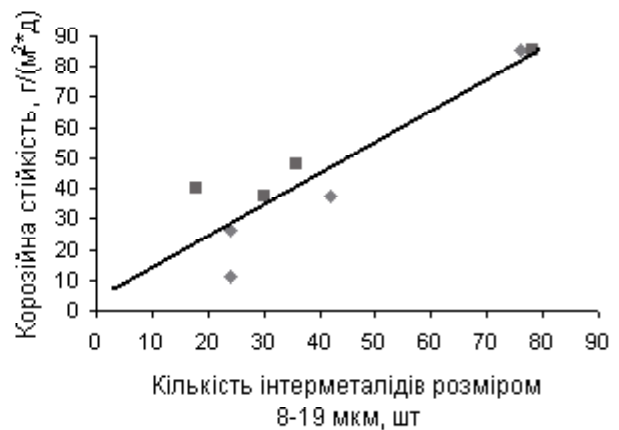
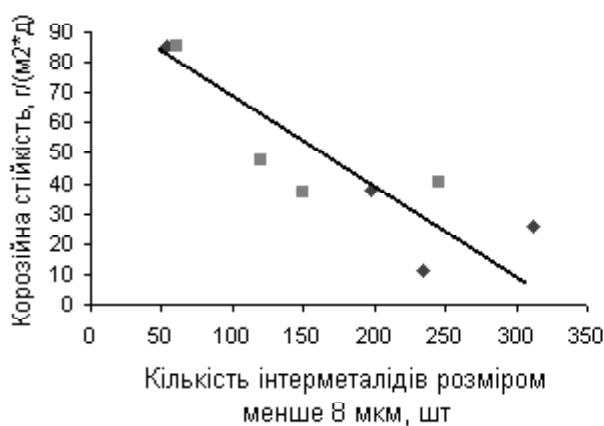


Рис. 6. Вплив розміру пластинчастих інтерметалідів у сплаві Мл-5 на корозійну стійкість (◆ – Ti, ■ – Zr)

Вивчали залежність корозійної стійкості сплаву Мл-5 від розміру інтерметалідів (рис. 6). Встановили, що зі збільшенням кількості інтерметалідів у розмірних групах до 4 мкм та від 4 до 8 мкм корозійна стійкість сплаву підвищувалася (рис. 6). Інтерметаліди розмірних груп від 8 до 19 мкм зменшували корозійну стійкість (рис. 6).

Таким чином, наявність крупних інтерметалідів та зростання їх кількості знижували корозійну стійкість.

При випробуванні зразків сплаву Мл-5 у розчині з 0,7 % NaCl встановлені достовірні прямопропорційні лінійні залежності між кількістю пластинчастих інтерметалідів (N) та швидкістю корозії (K) (рис. 6):

$$K = 91,8 - 0,26N, (r = 0,88), \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{д}); \quad (6)$$

$$K = -4,27 + 1,23N, (r = 0,95), \text{ г}/(\text{м}^2 \cdot \text{д}). \quad (7)$$

Висновки

1. На корозійну стійкість зразків сплаву Мл-5 у водних розчинах хлористого натрію суттєво впливає вміст титану та цирконію, які обумовлюють певну мікроструктуру металу.

2. Зі збільшенням вмісту хлористого натрію у водних розчинах з 0,7 до 3,0 % (мас.) корозійна стійкість знижується.

3. Уведення в сплав Мл-5 титану помітно збільшує корозійну стійкість у водних розчинах хлористого натрію. При вмісті в розчині 0,7 % NaCl більшу корозійну стійкість мав метал з 0,1 % (мас.) Ті. Встановлено, що зміна корозійної стійкості зразків зі сплаву Мл-5 з Ті пов'язана зі зміною складу, розмірів та розподілу за розмірними групами інтерметалідів.

4. Уведення в сплав Мл-5 цирконію до 0,1% (мас.) підвищує корозійну стійкість у розчині з 0,% NaCl у 2 рази, а при вмісті 1,0% (мас.) Zr корозійна стійкість зменшується.

5. Установлено, що збільшення вмісту дрібних (розміром не більше 8 мкм) інтерметалідів призводило до

помітного зростання корозійної стійкості магнієвого сплаву. У той же час інтерметаліди більшого розміру (до 19 мкм) погіршували корозійну стійкість металу.

Список літератури

1. Юм-Розери. Структура металлов и сплавов / Юм-Розери, В. Рейнор. – М. : Metallurgizdat, 1959. – 391 с.
2. Гшнейднер К. А. Сплавы редкоземельных металлов / К. А. Гшнейднер. – М. : «Мир», 1965. – 185 с.
3. Уоббер Дж. Металлургия и металловедение плутония и его сплавов / Дж. Уоббер. – Гос-атомиздат, 1962. – 102 с.

Одержано 05.09.2011

Зеленюк Ю.А., Черный В.Н., Шаломеев В.А., Цивирко Э.И. Коррозионная стойкость магниевого сплава МЛ-5 с титаном и цирконием

Исследовали влияние химического состава, структурных составляющих литого магниевого сплава Мл-5 на коррозионную стойкость в водных растворах с разным содержанием хлористого натрия. Установили, что коррозионная стойкость сплавов зависит от содержания титана и циркония и повышается с увеличением количества интерметаллидов в сплаве, а также уменьшается с повышением концентрации хлористого натрия в растворе.

Ключевые слова: магнєвий сплав, химический состав, микролегирование, интерметаллид, коррозионная стойкость.

Zelenyuk J., Cherny V., Shalomeyev V., Tsivirko E. Corrosion resistance of magnesium alloy ML-5 with titanium and zirconium

Influence of chemical composition, structural constituents of the cast magnesium alloy Ml-5 on corrosion resistance in aqueous solutions with different content of sodium chloride was researched. Corrosion resistance of alloys depends on content of titanium and zirconium and rises with the increase of intermetallic amount in alloy, and also decreases with sodium chloride concentration increase in solution.

Key words: magnesium alloy, chemical composition, microalloying, intermetalid, inoxidizability.

УДК 669.715.018:621.745

Д-р техн. наук В. З. Куцова, канд. техн. наук О. А. Носко,
канд. техн. наук Т. А. Аюпова, А. О. Купчинская

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепрпетровск

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОРШНЕВОГО СИЛУМИНА АК18 ПОСЛЕ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ

В работе изучена структура, фазовый состав, микротвердость, количественное соотношение и линейные размеры структурных составляющих, плотность сплава АК18(B-Sn) в исходном состоянии и после водородной обработки. Установлено, что водородная обработка сплава АК18 обеспечивает более благоприятные параметры структуры, за счет чего существенно повышается комплекс механических свойств.

Ключевые слова: силумин, модифицирование, водородная обработка, β -Si твердый раствор, эвтектика α -Al + β -Si.

Введение

Заэвтектические силумины являются материалом, обладающим хорошими литейными свойствами, высоким модулем упругости, низким температурным коэффициентом линейного расширения, хорошей свариваемостью и обрабатываемостью резанием, также сравнительно невысокой стоимостью. Их применяют в качестве литейных сплавов для изготовления деталей, которые требуют низкого линейного расширения и повышенных характеристик жаропрочности. Заэвтектические силумины широко используются для производства поршней двигателей внутреннего сгорания и ряда других деталей, изготовленных методами фасонного литья или жидкой штамповки [1].

Преследуя цель улучшить структуру и свойства поршневых силуминов, их подвергают модифицированию, физико-химическому воздействию, а также применяют термическую обработку. В данной работе использовали модифицирование сплава АК18 комплексом В-Sn и водородную обработку расплава по разным режимам для улучшения структуры и свойств.

Материал и методика исследований

Объектом исследований в данной работе служили образцы заэвтектического силумина АК18, легированного комплексом В-Sn в количестве 0,05 %.

Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав сплава АК18

Исследуемый сплав	Химические элементы, %					
	Si	Fe	Mn	Mg	B-Sn	Al
АК18	18,0	0,3	0,2	0,3	0,05	основа

Таблица 2 – Параметры режимов водородной обработки сплава АК18

Обработка	$T_{\text{печи}}$, °C	$T_{\text{заливки разрывных образцов}}$, °C	$T_{\text{заливки металлографических образцов}}$, °C/№ образца	
			$h^*=2$ мм $T_{\text{ф}}^{**}=250$ °C	$h^*=10$ мм $T_{\text{ф}}^{**}=25$ °C
Исходный сплав	799	–	760	760
			1	2
Водородная обработка, 10 мин	804	780	780	780
			3	4
Водородная обработка, 20 мин	803	798	790	790
			9	11
Водородная обработка, 40 мин	800	680	680	680
			13	15
Водородная обработка, 40 мин	800	–	$T_{\text{зак}} = 680$ °C 16	
Водородная обработка, 90 мин	800	756	$T_{\text{зак}} = 755$ °C 19	

Примечание: h^* – толщина стенки формы, $T_{\text{ф}}^{**}$ – температура формы на момент заливки

Микроструктуру образцов выявляли в 0,5 % и 1 % водном растворе плавиковой кислоты. Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа «Neophot-21». Количественные параметры структуры сплава определяли методами стереометрической металлографии. Микротвердость фаз и структурных составляющих измеряли прибором ПМТ-3. Твердость измеряли по методу Бринеля.

Водородную обработку расплава проводили по методике ФТИМС НАНУ [2].

Параметры водородной обработки расплава АК18 приведены в таблице 1.

Теория и анализ полученных результатов

Основные фазы и структурные составляющие сплава АК18 – кремниевый твердый раствор (β -Si), эвтектика – α -Al- β -Si и алюминиевый твердый раствор (α -Al). Легирующие элементы и примеси образуют интерметаллидные фазы.

Анализ микроструктур исходных образцов (рис. 1) свидетельствует, что с увеличением скорости охлаждения наблюдается уменьшение размеров первичных кристаллов β -Si твердого раствора и их существенное разветвление. Наблюдается также уменьшение межпластинчатого расстояния в эвтектике α -Al + β -Si, морфология эвтектики сохраняется пластинчатой.

В структуре силумина АК18 с помощью металлографического анализа и травления выявлены интерметаллидные фазы, которые идентифицированы [1, 5] как интерметаллиды типа $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (рис. 2). Интерметаллиды, содержащие В, Sn, не обнаружены.

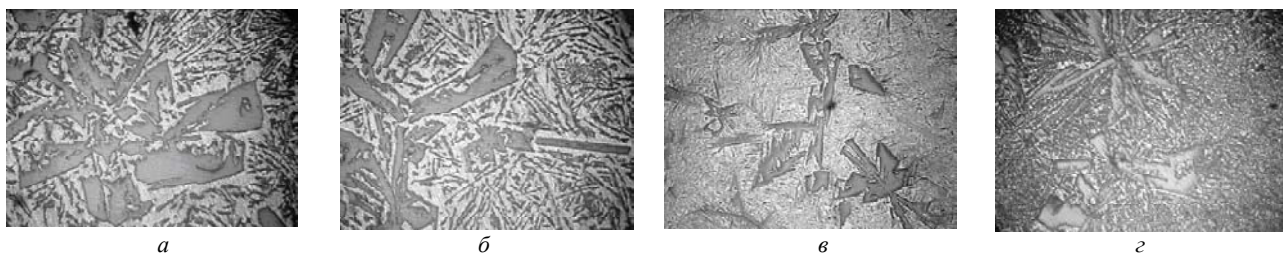


Рис. 1. Структура исходного силумина АК18:

a, б – медленное охлаждение; *в, з* – ускоренное охлаждение; $\times 100$

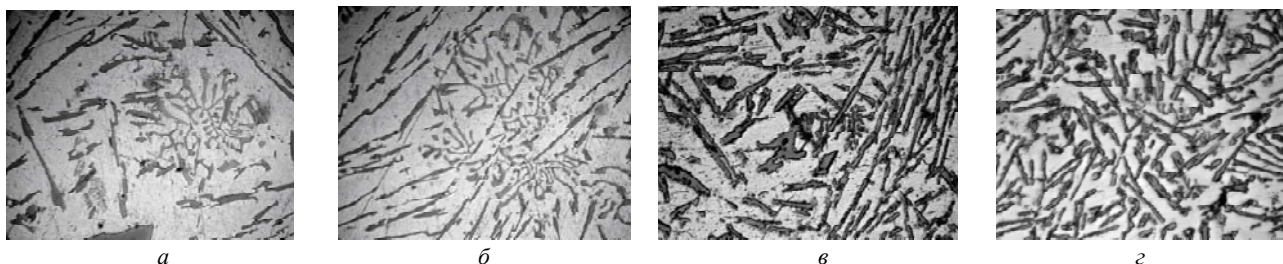


Рис. 2. Интерметаллиды в структуре исходного силумина АК18:

a, б – медленное охлаждение; *в, з* – ускоренное охлаждение; *a, б* – $\times 400$, *в, з* – $\times 800$

Водородная обработка приводит к изменению форм роста первичных кристаллов β -Si твердого раствора (рис. 3, *a, б*). Наряду с пятилучевыми кристаллами наблюдаются H-образные кристаллы [4]. Морфология эвтектики сохраняется пластинчатой, межпластинчатое расстояние уменьшается (рис. 3, *a, б*). Увеличение времени водородной обработки от 20 до 40 минут независимо от условий охлаждения приводит к измельчению первичных кристаллов β -Si твердого раствора, формированию компактных кристаллов правильной формы и появлению псевдопервичных дендритов α -Al твердого раствора, формированию ободка α -Al твердого раствора вокруг кристаллов β -Si твердого раствора (рис. 3 *в-д*). Увеличение времени водородной

обработки от 40 до 90 мин наряду с вышеописанным изменением структуры приводит к формированию более тонкодифференцированной эвтектики не только пластинчатой, но и стержневой морфологии (рис. 3, *е-ж*).

Интерметаллид $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ в сплаве АК18 до и после водородной обработки имеет скелетную форму (рис. 4), которая является наиболее благоприятной для этой фазы [5]. В результате водородной обработки сплава АК18 интерметаллидная фаза $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ измельчается и становится менее разветвленной. Наиболее наглядно это наблюдается в образцах после водородной обработки с последующим медленным охлаждением (рис. 4, *a*, рис. 2, *a*)

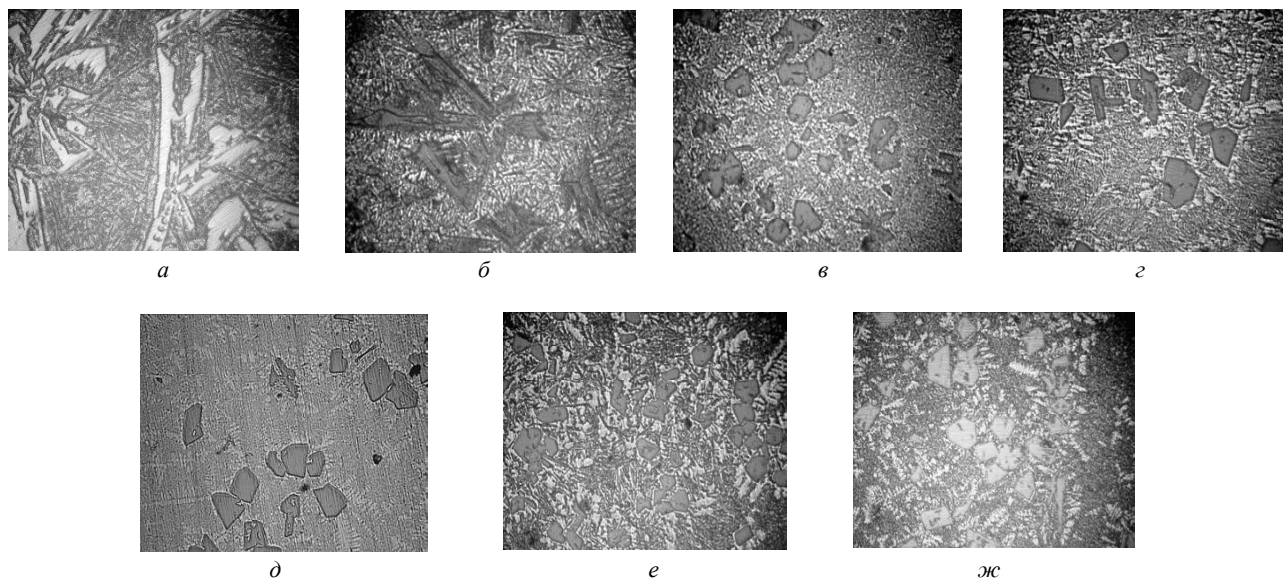


Рис. 3. Микроструктура сплава АК18 после водородной обработки:

a – образец № 3, *б* – образец № 4, *в* – образец № 9, *з* – образец № 11, *д* – образец № 15, *е* – образец № 16, *ж* – образец № 19, $\times 100$

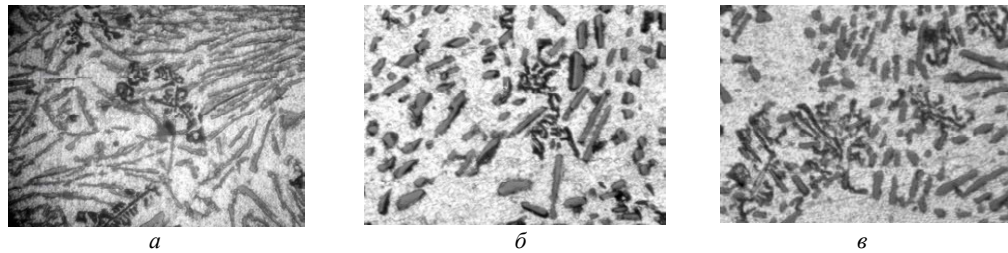


Рис. 4. Микроструктура сплава АК18 после водородной обработки:
а – образец №3; б – образец № 4; в – образец 15; а – $\times 400$; б–в – $\times 1000$

Анализ результатов стереометрических исследований структуры сплава АК18 (табл. 3) свидетельствует, что водородная обработка обеспечивает уменьшение количества первичных кристаллов β -Si твердого раствора в 1,25–2 раза и увеличение количества эвтектической составляющей. Размер первичных и эвтектических кристаллов α -Al- β -Si твердого раствора уменьшается более, чем в два раза, а межпластинчатое расстояние эвтектики α -Al- β -Si – от 0,8 до 3 раз.

Наименьшие линейные размеры структурных составляющих наблюдаются после водородной обработки сплава в течение 40 мин и закаленном в воде с тем-

пературы 680 °С, также после 40 мин водородной обработки с последующим быстрым охлаждением. Такие изменения структуры должны обеспечивать улучшение механических свойств заэвтектического силумина.

Заэвтектические силумины являются литейным материалом, поэтому одной из важных характеристик является плотность сплава. Плотность сплава АК18 оценивали путем взвешивания образцов на воздухе и в растворе четыреххлористого углерода (CCl_4). Полученные данные приведены на рисунке 5.

Таблица 3 – Количественные параметры структуры сплава АК18 после водородной обработки

№образца	Ср. % структурных составляющих		линейные размеры		
	% первичных кристаллов β -Si	% эвтектики α -Al- β -Si	первичных кристаллов β -Si	эвтектики α -Al- β -Si	
				эвтектич.Si	межпл.расстояние
Скорость охлаждения сплава $V_{охл} = 0,04$ °С/мин					
1	10	90	245,5	88,5	17,28
3	8	92	213,5	79,1	13
9	6,33	93,67	158,1	67,2	11,95
Скорость охлаждения сплава $V_{охл} = 0,4$ °С/мин					
2	5,75	89,25	221,9	33,7	5,8
4	3	97	193,4	39,9	4,8
11	4,92	95,08	131,4	33,3	5,33
15	6,48	93,52	103,9	27,1	5
Образцы после закалки					
16	8,98	91,02	89,2	27,7	5,33
19	8,82	91,18	105,8	23,3	3,84

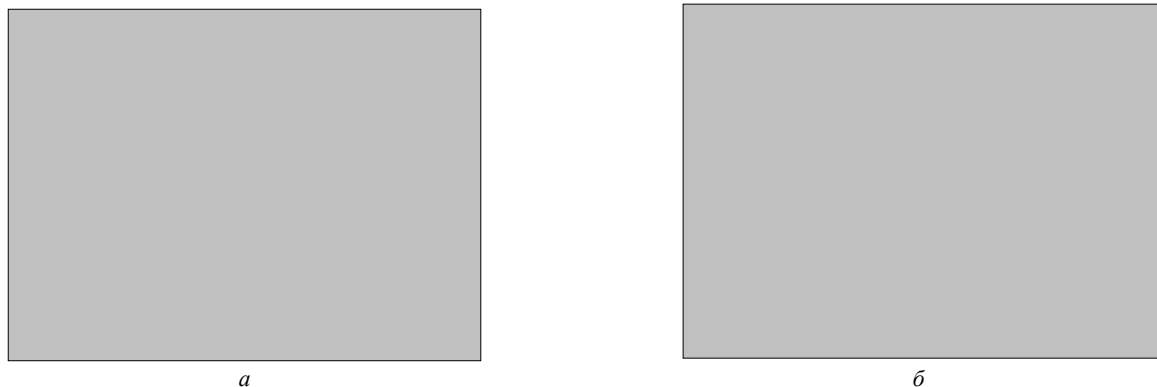


Рис. 5. Плотность сплава АК18 после водородной обработки с последующим медленным охлаждением (а) и быстрым охлаждением (б)

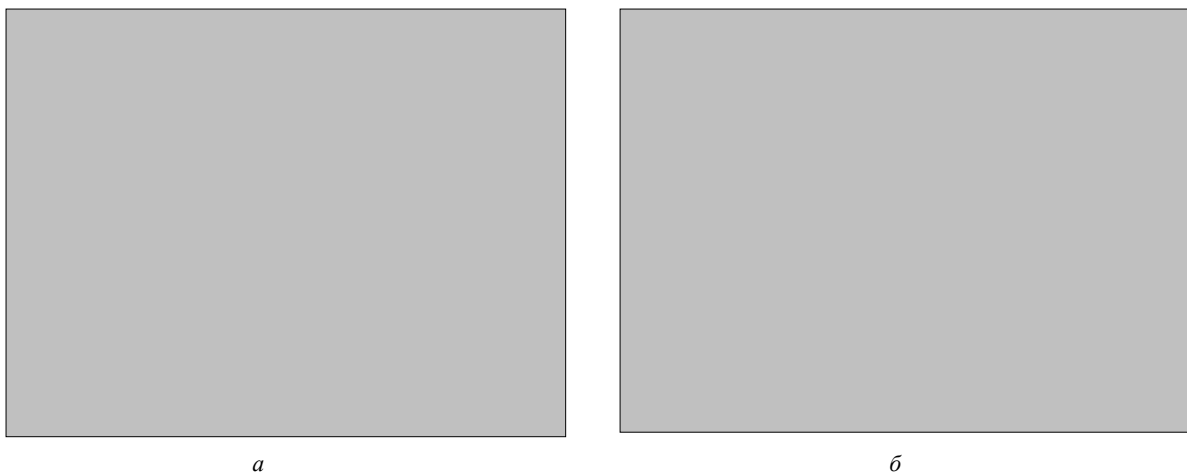


Рис. 6. Микротвердость кристаллов β -Si твердого раствора (а) и эвтектики α -Al- β -Si (б) в образцах заэвтектического силумина после водородной обработки

Таблица 4 – Значение твердости сплава АК18

№ образца	1	2	3	4	9	10	11	15	16	19
НВ	109	120	140	142	155	137	143	143	126	123

Плотность сплава понижается после 5-ти минут водородной обработки при различных скоростях охлаждения. При увеличении времени водородной обработки более 5-ти минут плотность сплава возрастает: при медленном охлаждении плотность сплава колеблется в пределах 2,45–2,6 г/см³, при быстром 2,6–2,63 г/см³.

Микротвердость первичных кристаллов β -Si твердого раствора колеблется в интервале 6263–7500 МПа, а эвтектики 134–187 МПа, соответственно (рис. 6). Наибольшие значения наблюдаются при увеличении времени выдержки водородной обработки до 40–90 мин.

Твердость сплава АК18, легированного комплексом В-Sn, почти в 2 раза превышает твердость немодифицированного силумина [3]. Последующая водородная обработка приводит к увеличению твердости в среднем на 25 %.

Выводы

Проведено исследование влияния водородной обработки на структуру и свойства сплава АК18, легированного комплексом В-Sn. Показано:

- водородная обработка в течение 10 мин приводит к изменению форм роста первичных кристаллов β -Si твердого раствора, наряду с пятилучевыми кристаллами наблюдаются Н-образные кристаллы. Морфология эвтектики сохраняется пластинчатой;

- в результате водородной обработки в течение 20–40 мин существенно измельчаются структурные составляющие сплава АК18: первичные и эвтектические

кристаллы β -Si твердого раствора уменьшаются в 1,5–2 раза, межпластинчатое расстояние в эвтектике уменьшается в 1,2–3 раза;

- наилучшее соотношение параметров структуры, микротвердости, твердости и плотности наблюдается в образце после водородной обработки в течение 40 минут с последующим быстрым охлаждением.

Список литературы

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо ; [пер. с англ.]. – М. : Металлургия, 1979. – 640 с.
2. Борисов Г. П. Водородная обработка расплава – как метод снижения водородной пористости отливок из алюминиевых сплавов / Г. П. Борисов // Водородная обработка материалов. – Донецк : ДонГТУ, 2001. – С. 202–204.
3. Носко О. А. Особливості структури, фазові перетворення легованого кремнію і модифікованих заэвтектичних силумінів та розробка способів підвищення їх властивостей : автореф. дис. канд. техн. наук : спец. 05.16.01 / О. А. Носко. – Д., НметАУ. – 2006. – 20 с.
4. Kutsova V. Z. The Regularities of the Structure Formation and Phase Transformation in Al-Si Alloys / Kutsova V. Z. // Advanced Light Alloys and Composites. – NATO ASI Series. – 1997 – P. 29–34.
5. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов : Справочн. изд. / [Пригунова А.Г., Белов Н. А., Таран Ю. Н. и др.]. – М. : МИСиС, 1996. – 175 с.

Одержано 18.11.2011

Куцова В.З., Носко О.А., Аюпова Т.А., Купчинська А.О. Структура і властивості модифікованого поршневого силуміну АК18 після водневої обробки

У роботі досліджено структуру, фазовий склад, мікротвердість, кількісне співвідношення та лінійні розміри структурних складових, щільність сплаву АК18 в вихідному стані та після водневої обробки. Встановлено, що воднева обробка сплаву АК18 зумовлює кращі параметри структури, за рахунок чого суттєво підвищуються комплекс механічних властивостей.

Ключові слова: силумін, модифікування, воднева обробка, β -Si – твердий розчин, евтектика α -Al + β -Si.

Kutsova V., Nosko O., Ayupova T., Kupchinskaya A. Structure and properties of modified piston silumin AK18 after hydrogen treatment

Microstructure, growth forms of primary crystals phase composition, quantitative parameters and linear size of structure components, density, microhardness and mechanical properties of hypereutectic industrial piston silumin after hydrogen treatment are studied. It is shown that the best quantitative parameters of structure and mechanical properties in modified silumin are observed after hydrogen treatment.

Key words: silumin, modifying, hydrogen treatment, β -Si solid solution, eutectic α -Al + β -Si.

УДК 621.74.04

А. Н. Зеленюк¹, А. В. Елькин², В. В. Наумик³

¹ЗМЗ ім. В. І. Омельченко, ² Научно-исследовательский и проектный институт титана,

³ Национальный технический университет;

г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА МЕРНЫХ СЛИТКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ 100 % ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ВОЗВРАТА, РАФИНИРОВАННОГО МЕТОДОМ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Исследованы макро, микроструктура, механические свойства при обычных и повышенных температурах мерных слитков жаростойких сплавов ВЖЛ12Э-ВИ и ЭИ868Л, полученных из 100 % технологического возврата. По результатам исследования слитки полностью удовлетворяют требованиям ОСТ и могут быть использованы при производстве точного литья.

Ключевые слова: шихта, технологический возврат, мерная заготовка, плавка, механические испытания, образцы, жаропрочные испытания, кристаллизация, усадочная раковина, утеплительная втулка, заливочная чаша, кокиль.

Состояние вопроса

Авиастроение – на сегодняшний день отрасль, ведущая в плане разработки и внедрения передовых технологий и материалов. Высокие требования в условиях мирового рынка способствуют совершенствованию выпускаемых агрегатов, одновременно улучшая качество составных узлов и деталей с точки зрения конструкторских решений и экономичности производства.

Одним из направлений снижения себестоимости изделий является разработка и внедрение технологии рафинирования технологического возврата сплавов.

Практической целью разработки стало получение мерного слитка из 100 % технологического возврата в условиях литейного цеха.

Переработка технологического возврата не только

устраняет проблемы и расходы, связанные с его утилизацией, но и позволяет влиять на качество получаемых из возврата слитков, открывает перспективные направления, связанные с исследованием влияния технологических факторов на структуру и свойства сплавов. Данная разработка дает возможность снизить затраты на закупку шихтовых материалов со значительным экономическим эффектом для предприятия.

Проводимые ранее исследования по рафинированию отдельно взятых жаростойких сплавов показывают перспективность выбранного направления переработки возврата. Использование сплавов, прошедших температурно-временную обработку, улучшает качество получаемого литья, а именно снижает брак при люминесцентном контроле, улучшает микроструктуру

ру, повышает механические свойства и обеспечивает формирование более благоприятной структуры отливок [1, 2].

Однако, несмотря на все исследования, проведенные за последние 20 лет в направлении выплавки и переработки сплавов, остается до конца не изученным влияние режимов температурно-временной обработки на отдельно взятые сложнлегированные сплавы.

Предмет и методика исследования

Предметом исследования служит мерный слиток, рассматриваемый как важнейший элемент существующего процесса литья деталей газотурбинных двигателей.

По существующей технологии, слиток переплавляется в тигле установки УППФЗ-М при температурах, не превышающих 1650 °С, после чего расплав доводят до температуры заливки 1450 °С и заливают его в керамическую форму разогретую до 950 °С, обеспечивая тем самым равноосную кристаллизацию.

Типоразмер слитка имеет большое значение для технологического процесса, так как количества расплава должно хватать на заливку одной формы без остатка, обеспечивая полное заполнение полости формы, исключая недолив. Учитывая рабочие температуры ведения плавки (1650 °С), можно отметить, что качество слитка определяет качество получаемых деталей. Поэтому слитки, поставляемые на плавку, должны быть без усадочной раковины и без рыхлот, очищенные от возможного пригара и окалин.

Сплавы, выплавляемые с применением рафинирования технологического возврата, проходят строжайший контроль по эндогенным и экзогенным включениям. Полученные слитки исследуются в заводской лаборатории методом спектрального и химического анализа, в них контролируется содержание легирующих элементов и вредных примесей, определяется соответствие сплавов требованиям ОСТ.

Целью работы является изучение качества мерного слитка, выплавляемого из 100 % технологического возврата сплавов ВЖЛ12Э-ВИ, ЭИ868Л с применением технологии температурно-временной обработки.

Исследовались слитки, полученные на установке УППФЗ-М из 100 % возврата сплавов ВЖЛ12Э-ВИ и ЭИ868Л с применением температурно-временной обработки расплава. Температуру расплава доводили до 1850 °С, после чего выдерживали расплав в течении 10 минут без изменения параметров. Весь процесс температурно-временной обработки велся в защитной среде аргона при давлении 115 мм. рт. ст., что обеспечило предотвращение кипения расплава и возможное выгорание легирующих элементов. Заливка расплава производилась при температуре 1430–1450 °С в стальной кокиль (без предварительного разогрева).

Применение кокиля позволяет более полно использовать эффекты, вызываемые процессом кристаллизации сплава, а также, что немаловажно, получить заданные типоразмеры слитка и обеспечить серийность данного производства [3].

Разницу в режимах ведения плавки при переплаве и температурно-временной обработки можно увидеть на представленных графиках рис. 1.

На графике (б) заштрихованная зона А обозначает период, при котором происходит рафинирование сплава. Точка, соответствующая температуре 1850 °С, является критической для исследуемых сплавов. Именно при достижении этой точки в расплаве происходит полное растворение микрогруппировок атомов, то есть происходит усреднение расплава, устраняется фактор наследственности структуры сплава. На протяжении временной выдержки расплава непрерывно идет процесс флотации тугоплавких элементов, газов и возможных неметаллических включений из всего объема ванны расплава на его поверхность.

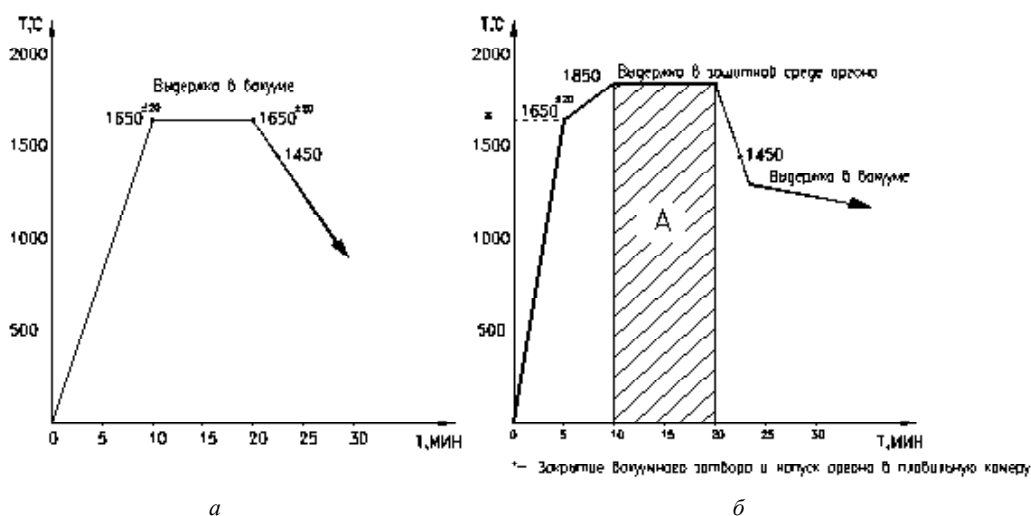


Рис. 1. Графики температурно-временного ведения плавки:
а – переплав сплава; б – температурно-временная обработка расплава

Результаты исследований

Лабораторные исследования полученных в результате опытных плавов образцов показали, что химический состав слитков удовлетворительный и соответствует ОСТ 1.90.126-85.

Макроструктура слитков изучалась в продольном и поперечном сечениях (рис. 2, 3). В поперечном сечении образцы (темплеты) брались от верхней и нижней части слитка.

Макроструктура образцов плотная, дефектов в виде раковин, грубых шлаковых включений и плен не обнаружено.

Результаты замеров усадочной раковины, кристаллизационных зон и размера макрозерна приведены в табл. 1.

Металлографические исследования слитков по двум зонам (низ-верх) показали, что поступивший на исследование сплав чистый, загрязнения в виде плен и грубых шлаковых включений в нем не обнаружены (рис. 4, 5). Структура полученных образцов плотная.

При этом в исследуемых образцах, вырезанных из верхней части слитка, были обнаружены единичные окислы размером не более 12 мкм (рис. 6).

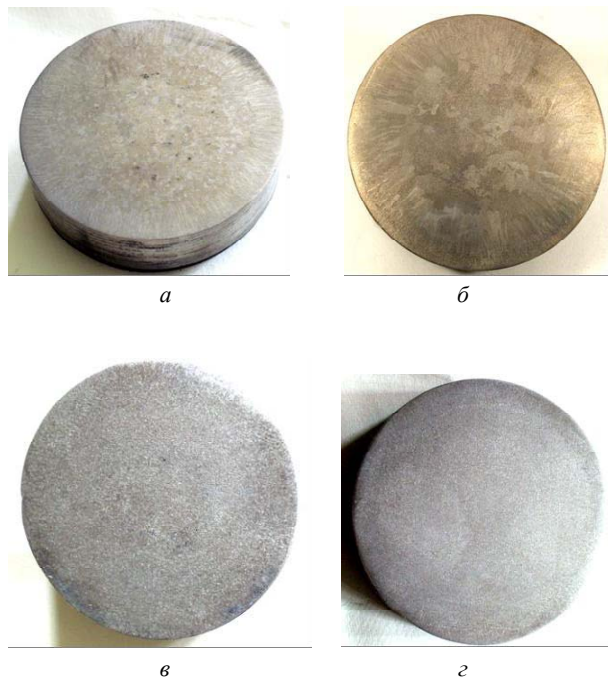


Рис. 2. Макроструктура слитка из сплавов ВЖЛ12Э-ВИ (а – темплет низа, б – темплет верха) и ЭИ868Л (в – темплет низа, г – темплет верха) в поперечном сечении

Макроструктура исследуемых заготовок представляет собой γ - твердый раствор с интерметаллидной γ' - фазой, карбидами, карбонитридами и эвтектической (γ - γ')- фазой, характерной для сплавов в литом состоянии.

Механические и жаропрочные свойства определяли на пальчиковых образцах диаметром 12 мм, отлитых из сплава исследуемых заготовок в керамическую форму методом равноосной кристаллизации. Все образцы прошли термообработку.

Термообработку проводили по стандартному режиму:

- для сплава ВЖЛ12Э-ВИ гомогенизация при температуре 1180 °С в течении 2 часов и последующем охлаждении на воздухе;

- для сплава ЭИ868Л гомогенизация при температуре 1190 °С в течении 4 часов и последующем охлаждении на воздухе.

При проведении жаропрочных испытаний опытные образцы всех групп простояли при температуре 950 °С под нагрузкой 12 кгс/мм² для сплава ВЖЛ12Э-ВИ и 730 °С под нагрузкой 19 кгс/мм² для сплава ЭИ868Л более 40 часов, что соответствует требованиям ОСТ 190127-85. Результаты механических испытаний представлены в табл. 2.

Выводы

Анализируя полученные результаты, можно подчеркнуть, что выбранный метод рафинирования применительно к технологическому возврату сплавов ВЖЛ12Э-ВИ и ЭИ868Л эффективен. В условиях литейного цеха проведено апробирование предлагаемой технологии переработки собственного возврата, в результате чего получены качественные слитки.



Рис. 3. Продольный темплет слитка сплавов ВЖЛ12Э-ВИ и ЭИ868Л

Таблица 1 – Параметры макроструктуры слитков ВЖЛ12Э-ВИ и ЭИ868Л

Сплав	Размер усадочной раковины, мм	Зона столбчатых кристаллов, мм	Зона равноосных кристаллов, мм	Размер макрозерна, мм
ВЖЛ12Э-ВИ	35	10–12	80–85	0,8–1,2
ЭИ868Л	30	1–4	62–68	0,3–1,0

Таблица 2 – Результаты механических испытаний опытных образцов сплавов ВЖЛ12Э-ВИ и ЭИ868Л

Марка сплава	№ образца	Предел прочности, кгс/мм ²	Удлинение, %	Поперечное сужение, %
ВЖЛ12Э-ВИ	1	98,2	6,8	11,2
	2	95,5	6	8,5
	3	95,7	5,2	7,8
	среднее	96,4	6	9,1
ЭИ868Л	1	49,2	57,2	–
	2	54,55	58,0	–
	3	55,1	54,4	–
	среднее	52,95	56,5	–

При исследовании особое внимание уделялось изучению микроструктуры темплетов в поперечном сечении, контролировалась чистота сплавов по неметаллическим включениям.

Обнаруженные единичные окислы в верхней части слитка не представляют серьезной проблемы для получения в дальнейшем качественных деталей, так как в процессе последующего переплава слитков по серийной технологии и всплывшие включения перед сливом расплава можно будет устранить путем скачивания их на стенку тигля.

Все взятые образцы, прошедшие исследования макро-, микро- структуры, механические испытания, испытания на длительную прочность отвечают требованиям существующего стандарта.

Сплавы, рафинированные методом температурно-временной обработки, соответствуют требованиям, предъявляемым к шихтовым материалам. Однако окончательные выводы о качестве получаемых сплавов можно будет сделать после ряда опытных плавов с применением опытных шихтовых заготовок для переплава и литья из них деталей газотурбинных двигателей.

Развитие технологии переработки технологического возврата собственного производства в перспективе позволит предприятию сократить расходы, связанные с закупкой шихтовых материалов за рубежом более чем на 40 %.

Список литературы

1. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР / [В. В. Клочихин, П. Д. Жеманюк, Е. И. Цивирко, В. В. Наумик] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – № 1. – С. 41–46.
2. Процессы кристаллизации, структура и свойства отливок из никелевых жаропрочных сплавов / [Е. И. Цивирко, П. Д. Жеманюк, В. В. Клочихин и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: «Машиностроение», 2001. – № 10. – С. 13–17.
3. Зеленюк А. Н. Использование технологического возврата при производстве отливок из жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ12Э-ВИ / А. Н. Зеленюк, В. В. Наумик, А. В. Елькин // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2011. – № 1 (22). – С. 198–202.

Одержано 19.10.2011

Зеленюк О.М., Елькін О.В., Наумик В.В. Вивчення якості мірних зливків, отриманих зі 100 % технологічного повернення, рафінованого методом температурно-часової обробки

Досліджено за умов нормальних та підвищених температур макро- та мікроструктуру, а також механічні властивості мірних зливків жаростійких стопів марок ВЖЛ12Э-ВИ і ЭИ868Л, отриманих зі 100 % технологічного повернення. Результати дослідження показали, що зливки повністю відповідають ОСТ і можуть використовуватися для точного виливання.

Ключові слова: шихта, технологічне повернення, мірна заготовка, плавлення, механічні випробування, зразки, випробування на жароміцність, кристалізація, усадкова порожнина, утеплювальна вставка, заливальна чаша, кокіль.

Zeleniuk A., Yel'kin O., Naumik V. Quality testing of small bars obtained from 100 %-recycled material refined by temperature-time treatment

The macro and microstructure, mechanical properties at normal and elevated temperatures of ВЖЛ12Э-ВИ and ЭИ868Л heat-resistant alloy small bars produced of 100 %-recycled material were researched. Test results showed that the small bars entirely meet the requirements of standards and may be used for precision casting.

Key words: charge, recycled material, cut-to-length section, melting, mechanical tests, specimens, heat-resistance tests, solidification, contraction cavity, heat-insulation insert, pouring basin, chill mould.

УДК 669.018.44

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

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНЕ РУЙНУВАННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО СПЛАВУ ЗМІ-ЗУ (ХН64ВМКЮТ)

Проаналізовано структурно-фазовий стан жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-ЗУ (ХН64ВМКЮТ), що витоплений з використанням спеціальних сплавів. Розглянуто рух тріщини після випробування на довготривалу міцність. Згідно з результатами дослідження, рекомендовано до впровадження спеціальні матеріали в промисловість.

Ключові слова: жароміцний корозійностійкий сплав, спеціальні сплави, структурно-фазовий стан, високотемпературне руйнування.

Жароміцні корозійностійкі сплави на нікелевій основі мають підвищені вимоги відносно хімічного складу. Особливу увагу приділяють домішкам, що суворо регламентуються технічними умовами постачання та державними стандартами України.

До таких домішок належать: вісмут, олово, арсен, свинець, фосфор, сірка та залізо. Саме останнє є у складі розроблених спеціальних сплавів системи Ni-W [1] в межах 2,5...5,5 % (мас.). Залізо знижує високотемпературні властивості за рахунок утворення т.щ.п.-фаз, до складу яких залізо входить разом з хромом, вольфрамом, молібденом та ренієм. Іншим негативним фактором є те, що при перевищенні вмісту заліза встановленими нормами понад 4 % (мас.), є зниження високотемпературного опору корозії за рахунок утворення нещільної плівки окислів на поверхні випробу.

Також залізо може брати участь у заміщенні нікелю у фазі зміцнення $Ni_3(Al, Ti)$. Порівняно з кобальтом, вольфрамом та молібденом, які також можуть заміщувати нікель, залізо знижує енергетичну стабільність фази та енергію міжатомних зв'язків, що викликає передчасну коагуляцію та сфероїдизацію. Таким чином, постає потреба в порівняльному аналізі структури, механічних та високотемпературних властивостей експериментального та витопленого за стандартною технологією сплавів з метою виявлення впливу заліза на зміну фазово-структурного стану системи.

Матеріали та методика дослідження

Легування жароміцного сплаву на нікелевій основі виконувалося розробленими спеціальними сплавами, які витоплені з використанням важкотопкого брухту [1, 2].

Витоплення проводили в індукційній вакуумній печі УППФ-3М з залишковим тиском 0,266 Па при

температурі 1600 °С. У шихтовій заготовці проводили заміну вольфраму на спеціальні сплави, технологію при цьому не змінювали. Заливання металу проводили при температурі 1550 °С в керамічні форми, нагріті до 900 °С (зразки діаметром 12 мм та довжиною 60 мм).

Хімічний склад експериментального сплаву відповідав ТУ 108.1119-82, ТУ 481.981.6.00009 та паспорту на сплав. Отримані відливки підлягали термічній обробці за режимом: нагрівання 1180±10 °С, витримка 4 години, охолодження на повітрі; нагрівання 1050±10 °С, витримка 3 години, охолодження на повітрі; старіння при 850±10 °С, 24 години, охолодження на повітрі. Після термічної обробки з заготовок виготовлялися зразки для високотемпературних випробувань (випробування на довготривалу міцність ГОСТ 10145-81 при температурі 800 °С [3]).

Мікроструктуру вивчали на електронному мікроскопі РЕМ-106И, який оснащений системою рентгено-спектрального енергодисперсійного мікроаналізу при прискорювальній напругі 20 кВ у вторинних електронах. Характеристичні випромінювання отримані від характерних точок; кількісний рентгеноспектральний мікроаналіз виконаний при порівнянні отриманих спектрограм з еталонами. Зразки перед випробуванням механічно шліфували, полірували та хімічно травили в реактиві «Марбле» (100 мл HCl, 20 гр CuSO₄, 100 мл H₂O).

Результати дослідження та їх обговорення

Мікроструктура сплаву ЗМІ-ЗУ після термічної обробки складається з γ -твердого розчину на основі нікелю, інтерметаліду γ' , який залежно від хімічного складу може змінювати співвідношення елементів та карбідів типу MC і M₂₃C₆. Морфологія виділень карбідів типу MC зазвичай має форму грубих неправильних включень або ієрогліфів. Ці карбіди первинні

і мають стійку структуру та повністю не розчиняються під час термічної обробки. У сплавах цієї групи спостерігаються карбіди типу MC таких елементів, як Ti, Nb та Ta. Очевидно, що атоми цих металів можуть замінити одне одного в карбіді та утворювати сполуки типу (Ti, Nb)C. Однак атоми менш схильних до утворення з вуглецем сполук також можуть займати місце в складі карбідних фаз. Таке явище може призводити до виродження стабільного карбіду з проходженням реакції та утворенням менш стійкого карбіду типу $M_{23}C_6$, особливо після довготривалих експлуатацій чи довготривалих випробувань.

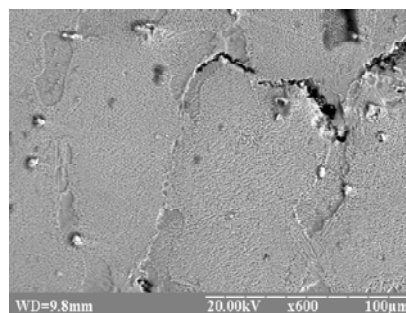
Карбіди типу $M_{23}C_6$ проявляють помітну схильність до виділення по границях зерен у вигляді округлої форми або у вигляді пластин. У сплавах наявні вольфрам та молібден, звідси карбіди можуть набувати вигляд $Cr_{23}(W,Mo)_2C_6$, хоча хром у сполуці може замінюватися нікелем, кобальтом або навіть залізом, а вольфрам з молібденом – іншими наявними тугоплавкими металами. Саме ці карбіди перешкоджають зерномежовому проковзуванню при високотемпературній повзучості та мають найбільшу спорідненість з т.ц.п. фазами. Це може приводити до зародження на карбіді т.ц.п. фази, яка буде суттєво знижувати властивості сплаву. Т.ц.п. фази найчастіше розташовуються по границях зерен та мають пластинчасту форму. Однак на експериментальному сплаві вказана фаза не спостерігається.

Після випробування на довготривалу міцність при температурі 800 °C металографія сплаву значно змінюється, спостерігається збільшення в розмірах та витягування структурних складових (рис. 1).

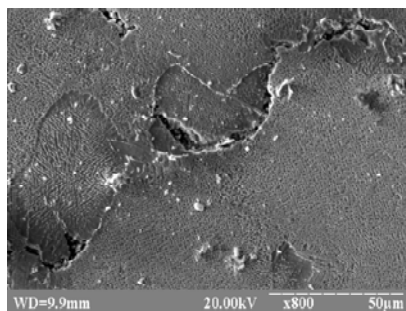
Така структура типова для сплавів, які пройшли довготривалі випробування або експлуатацію. Однак типовим є також виділення пластин σ - фази, яка значно знижує характеристики сплаву, але таких включень не спостерігається в експериментальному сплаві. Спостерігається проходження явищ зі збільшення розміру (коагуляції) та коалесценції γ' - фази, такі самі процеси відбуваються і з карбідами. Коалесценція γ' - фази проявляється утворенням на поверхні досліджуваного шліфа характерної стрічкової структури («рафт-структура»), яка має перпендикулярну орієнтацію до прикладеного навантаження. Така морфологія призводить до зниження опору руху дислокацій при високотемпературній повзучості.

Руйнування зразка відбувається не миттєво, а впродовж деякого терміну, про що свідчить окислена поверхня розділу. В деяких зразках рух тріщини починається від поверхні матеріалу і йде в глибину, хоча така поведінка не є характерною для всієї групи сплавів, що досліджувалися.

Рух тріщини відбувається по найменшому шляху опору, тобто по границі зерна. Оскільки на границі зерна знаходяться карбіди та сегрегації шкідливих домішок, то і опір руху тріщини є мінімальним. Однак не спостерігаються фази, збагачені на залізо та т.ц.п.- фази, що значно знижують високотемпературні властивості сплаву.



a



b

Рис. 1. Розвиток тріщини в жароміцному сплаві ЗМІ-3У після довготривалих випробувань

Таким чином, дослідивши структуру, властивості та рух тріщини, можна стверджувати, що вплив спеціальних сплавів на фазово-структурний стан не спостерігається, а, отже, розроблені сплави можуть слугувати заміниками стандартних шихтових матеріалів.

Висновки

1. Витоплений жароміцний сплав ЗМІ-3У з використанням спеціальних сплавів відповідає вимогам ТУ 108.1119-82, ТУ 481.981.6.00009 та паспорту на сплав.
2. Високотемпературне руйнування сплаву проходить по границях зерен, що ймовірно обумовлено сегрегацією шкідливих домішок та наявністю вторинних карбідів.
3. Руйнування проходить не миттєво, а з певною затримкою, оскільки виявлено окислення площин руйнування.
4. Рекомендовано до впровадження спеціальні сплави як заміники базових стандартних шихтових матеріалів у промисловості.

Список літератури

1. Глотка О. А. Виготовлення Ni-W лігатури для легування стопів на основі нікелю / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // Вісник двигунобудування. – 2008. – № 1. – С. 139–142.
2. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брукту, 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. Дослідження впливу легування важкотопким бруктом на структуру та властивості жароміцного сплаву / О. А. Глотка, А. Д. Коваль, Ю. Н. Внуков //

Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 45–51.

Одержано 24.04.2012

Глотка А.А., Коваль А.Д., Грешта В.Л. Высокотемпературное разрушение экспериментального коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ)

Проанализировано структурно-фазовое состояние жаропрочного коррозионностойкого сплава ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ), который выплавлен с использованием специальных сплавов. Рассмотрено движение трещины после испытания на долгосрочную прочность. Согласно результатов исследования, рекомендовано к внедрению специальные материалы в промышленность.

Ключевые слова: жаропрочный коррозионностойкий сплав, специальные сплавы, структурно-фазовое состояние, высокотемпературное разрушение.

Glotka O., Koval A., Greshta V. High-temperature destruction of an experimental corrosion-resistant alloy ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ)

The structural and phase condition of heat-resistant corrosion-resistant alloy ЗМИ-3У using (ХН64ВМКЮТ) that is melted using special alloys is analysed. Crack movement after long-term durability test is considered. According to research results, special materials were recommended for introduction in the industry.

Key words: heat-resistant, corrosion-resistant alloy, special alloys, structural-phase condition, high-temperature destruction.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 669.018-4198

А. В. Коробко, канд. техн. наук А. С. Лавренко
Национальный технический университет, г. Запорожье

О ФОРМИРОВАНИИ ЛИСТОВЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТОВ С МАТРИЦАМИ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ, УПРОЧНЕННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ ВОЛЬФРАМОВЫМИ ВОЛОКНАМИ

Исследован процесс формирования композиционного материала со слоистой ниобий-титановой матрицей, упрочненной тугоплавкими вольфрамовыми волокнами. Установлены причины разупрочнения армирующих волокон. Показано, что применение двухэтапного формирования металлокомпозиита позволяет сохранить исходные механические характеристики армирующих волокон в сформированном композиционном материале.

Ключевые слова: композиционные материалы, свойства, контактная шовная сварка, параметры, армирующие волокна.

В авиакосмической технике большое практическое применение находят высокотемпературные металлические композиционные материалы, используемые в конструкциях, работающих в потоке горячих газовых сред. Удельные прочностные характеристики таких материалов существенно превышают аналогичные показатели традиционных жаропрочных сплавов при температурах 1200–1300 °С [1], что позволяет значительно снизить массу конструкций и повысить экономичность работы тепловых двигателей мощных энергетических комплексов за счет увеличения максимальных температур рабочего цикла.

Одним из разрабатываемых материалов такого класса является металлокомпозит с ниобий-титановой матрицей, упрочненный тугоплавкими вольфрамовыми волокнами [2].

В целом формирование композиционных материалов является сложным многофакторным физико-химическим процессом, обуславливающим функциональные статистические связи между совокупностью существенных факторов и качеством реализованных композиций.

В данной работе исследовали процесс формирования композиционного материала со слоистой ниобий-титановой матрицей, упрочненной тугоплавкими вольфрамовыми волокнами.

Металлокомпозит формировали методом контактной сварки, разработанным в Запорожском национальном техническом университете. С целью изготовления композиционных образцов предварительно собирали заготовки из очищенных и обезжиренных листов матричных сплавов и слоев армирующих волокон (рис.

1). Собранные заготовки сваривали по всей поверхности на электроконтактной машине шовной сварки с целью получения монолитного материала.

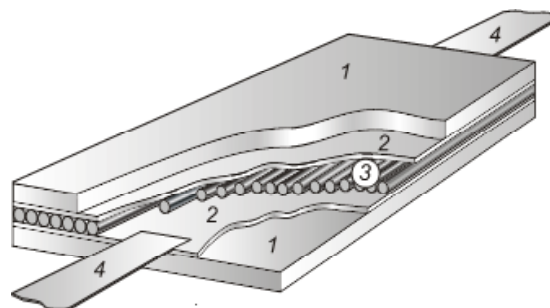


Рис. 1. Схема сборки пакета из заготовок листовых матричных сплавов и армирующей сетки для сварки композиционного материала:

- 1 – заготовки из листового ниобиевого сплава NbTiZr (наружный слой);
- 2 – заготовки из титанового сплава VT1-0 (промежуточный слой);
- 3 – армирующая сетка из вольфрамовой проволоки WP273WP (средний слой);
- 4 – металлическая полоса для крепления пакета в приспособлении для сварки

Практическое формирование данного металлокомпозита возможно лишь с использованием «жестких» режимов сварки, характеризующихся короткими по длительности и мощными импульсами тока сварки. Однако в этом случае механические характеристики полученных образцов по величине оказались значи-

тельно ниже, чем прогнозируемые по правилу аддитивности. Поэтому с целью выяснения причин данного явления изучали механические характеристики армирующих волокон, извлеченных из металлокомпозитных образцов методом растворения титановой составляющей после завершения процесса формирования.

Результаты испытаний механических свойств армирующих волокон, извлеченных из металлокомпозитных образцов, приведены в табл. 1. Видно, что извлеченные волокна имеют более низкие значения прочности и пластичности, чем в исходном состоянии.

Таблица 1 – Механические свойства армирующих вольфрамовых волокон марки ВР273ВП в различном состоянии

Состояние волокон	σ_s , МПа	δ , %	$H_{ц}$, ГПа
Исходное	1970–2010	18–20	6,5–6,7
После сварки	850–1290	0–1	5,7–5,8

Было высказано предположение, что имеющее место разупрочнение и охрупчивание волокон, наиболее вероятно связано с импульсными сварочными нагревами до уровня предплавления температур. Поэтому исследовали кинетику образования локального сварного соединения между исходными компонентами в рассматриваемом композиционном материале. Для этого изучали зависимость изменения электрического сопротивления сварного соединения от времени сварки (рис. 2).

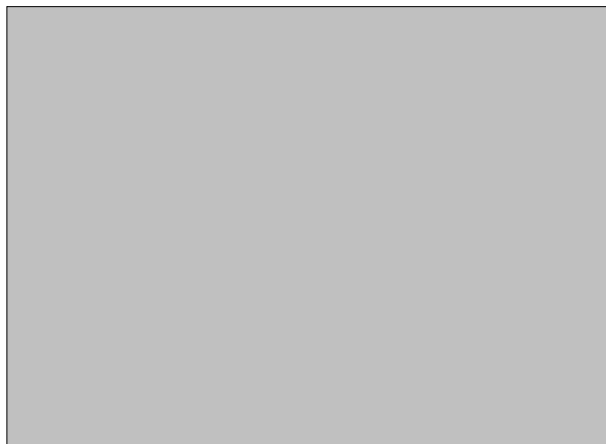
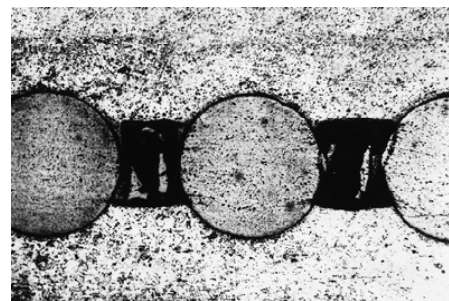


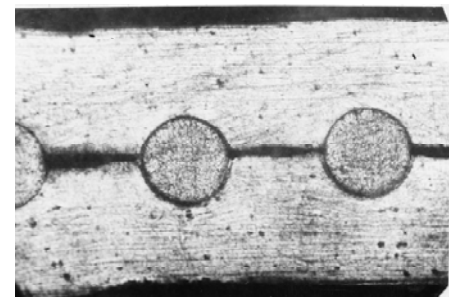
Рис. 2. Зависимость электрического сопротивления свариваемых точек от времени сварки для композиционных материалов различных систем:

- 1 – ЭИ435–ВТ15; 2 – 12Х18Н10Т–ВР273ВП;
3 – Nb–Ti–ВР273ВП

На рисунке 2 также приведены с целью сравнительного анализа аналогичные данные, полученные для разных композиционных систем. На рис. 3 и рис. 4 приведены микроструктуры всех рассматриваемых композиционных материалов после различных стадий формирования. В результате анализа данных кривых и микроструктур было установлено, что процесс образования локального сварного соединения может быть условно разделен на две стадии. При этом первая стадия характеризуется пластическим течением материала матрицы (под действием усилия сжатия электродов) в промежутки между армирующими волокнами (рис. 3), вследствие чего происходит увеличение контактной поверхности между матричными листами и армирующими волокнами, что приводит к резкому снижению электрического сопротивления зоны сварки.



a



б

Рис. 3. Характерные микроструктуры композиционных материалов системы ЭИ435–ВТ15 (*a*) и 12Х18Н10Т–ВР273ВП (*б*) на первой стадии формирования, $\times 50$:

На второй стадии процесса формирования сварной точки (рис. 4) происходит образование и рост зоны проплавления. По мере пропуска сварочного тока размеры зоны проплавления увеличиваются.

Из анализа хода кривых 1, 2 и 3 (рис. 3) можно отметить, что продолжительность формирования сварных соединений для более тугоплавких матричных материалов сокращается. Так, время образования локального соединения для композиций ЭИ435–ВТ15 и 12Х18Н10Т–ВР27 составляет соответственно 0,24 с и 0,16 с, а для композиции Nb–Ti–ВР27 – 0,06 с. Это подтверждает полученный авторами практический вывод о том, что формирование металлокомпозитов с тугоплавкими матрицами может быть осуществлено лишь

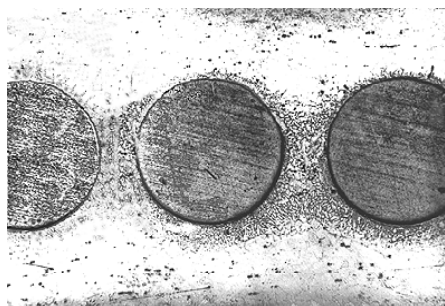
с применением «жестких» режимов сварки. При этом длительность первой стадии - пластического течения матрицы – при формировании композиционного материала системы Nb-Ti-ВР273ВП составляет достаточно малую величину – порядка 0,006–0,016с (рис. 2, кривая 3). В этот период времени сварочный ток, развиваемый мощными электрическими импульсами, проходит непосредственно через армирующие волокна, что может привести не только к их кратковременному нагреву до чрезмерно высоких температур, но и к частичному разрушению вследствие воздействия электродинамических напряжений [3]. Так, если сравнить микроструктуры, значения микротвердости и показатели механических свойств волокон, извлеченных из композиционного материала, сформированного по «жесткому» режиму сварки с аналогичными характеристиками волокон того же типа, предварительно подвергнутых импульсному нагреву в вакууме [4], можно сделать вывод, что, в нашем случае, при формировании металлокомпозиата системы Nb-Ti-ВР273ВП армирующие волокна подвергаются нагреву до температур порядка 3100–3200 °С и более высоких. В результате при таких нагревах в волокнах развиваются процессы собирательной рекристаллизации и возможного оплавления границ зерен, что приводит к снижению их прочности и пластичности. При исследовании прочностных характеристик армирующих волокон, извлеченных из различных металлокомпозиатных образцов, сформированных с использованием «жесткого» режима, пришли к выводу, что процесс разупрочнения волокон завершается уже после окончания первой стадии пластического течения матрицы

ла матрицы в промежутки между армирующими волокнами. Поэтому было высказано предположение, что с целью сохранения прочностных характеристик армирующих волокон процесс формирования листовых металлокомпозиатов с тугоплавкими матрицами целесообразно проводить последовательно в два этапа [3]. На первом этапе – завершать лишь стадию пластического течения матрицы в промежутки между волокнами с использованием «мягких» режимов сварки, характеризующихся увеличенной продолжительностью и уменьшенной амплитудой импульсов тока сварки. На втором этапе – осуществлять формирование зоны проплавления (с заданными геометрическими параметрами) с использованием единственно возможных «жестких» режимов. При этом плотность тока сварки, протекающего непосредственно через армирующие волокна, значительно снижается, что вызвано перераспределением его по всему сечению зоны сварки.

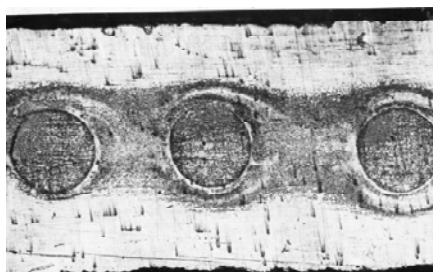
Результаты испытаний механических характеристик армирующих волокон, извлеченных из металлокомпозиата Nb-Ti-ВР273ВП после двухэтапного формирования с последовательным применением «мягкого» и «жесткого» режимов сварки (табл. 2), свидетельствуют, что процесс формирования данного композиционного материала в два этапа практически позволяет сохранить исходные механические характеристики армирующих волокон в сформированном металлокомпозиате системы Nb-Ti-ВР273ВП.

Таблица 2 – Механические характеристики армирующих волокон ВР273ВП, извлеченных из композиционного материала после двухэтапного формирования

Состояние волокон	σ_6 , МПа	δ , %	$H_{ц}$, ГПа
Исходное	1970–2100	18–20	6,5–6,7
После первого этапа	1975–2020	17,5–21	6,55–6,7
После второго этапа	1970–2000	18–19	6,45–6,65



a



б

Рис. 4. Характерные микроструктуры композиционных материалов системы ЭИ435-ВТ15 (*a*) и 12Х18Н10Т-ВР273ВП (*б*) на второй стадии формирования, $\times 50$:

Анализ результатов механических характеристик и микроструктур исследуемых волокон показал, что разделение процесса формирования композиционного материала со слоистой ниобий-титановой матрицей и армирующими волокнами из вольфрамнииевого сплава на два этапа и применение на этих этапах принципиально различных технологических режимов – «мягкого», завершающего лишь стадию пластического течения материала матрицы в промежутки между армирующими волокнами, и «жесткого», формирующего проплавленную зону необходимых размеров –

дозволяє практично уникнути протікання процесів розупрочнення в армуючих волокнах і зберегти їх вихідні прочностні та пластичні властивості.

Список літератури

1. Свойства композиционных материалов / [А. И. Хацринов, А. М. Новцов, Н. Х. Валеев и др.]. – Казань : Изд-во КГТУ, 2000. – 110 с. : ил.
2. Милейко С. Т. Будущее композитов и композитоведения / С. Т. Милейко // Машиностроитель. – 2006. – № 5. – С. 42–55.
3. Лавренко А. С. О кинетике образования локального соединения компонентов в процессе импульсного формирования металлокомпозитов / [А. С. Лавренко, А. В. Коробко, В. Т. Рубан] // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: междунар. научн.-техн. конф. : тезисы докл. – Запорожье : ЗГТУ, 1998. – С. 62–64.
4. Ольшанецкий В. Е. О разупрочнении холоднодеформированных вольфрам- и молибден-рениевых сплавов при скоростном нагреве / В. Е. Ольшанецкий, А. С. Лавренко, А. В. Коробко // Физика металлов и металлургия. – 1994. – Т. 77, № 2 – С. 154–160.

Одержано 29.04.2011

Коробко О. В., Лавренко А. С. Про формування листових високотемпературних металлокompозитів з матрицями на основі ніобію, зміцнених тугоплавкими вольфрамовими волокнами

Досліджено процес формування композиційного матеріалу з шаровою ніобій-титановою матрицею, зміцненою тугоплавкими вольфрамовими волокнами. Встановлені причини знеміцнення армувальних волокон. Показано, що використання двоетапного формування металокompозиту дозволяє зберегти вихідні механічні характеристики армувальних волокон у сформованому композиційному матеріалі.

Ключові слова: композиційні матеріали, властивості, контактне шовне зварювання, параметри, армувальні волокна.

Korobko A., Lavrenko A. Formation of sheet high-temperature metal composites with niobium based matrixes, strengthened by refractory tungsten fibers

The formation of a composite material with a layered niobium-titanium matrix reinforced with refractory tungsten fibers was researched. It was shown that the use of a two-stage metal composite formation can keep the original mechanical characteristics of reinforcing fibers in the formed composite material.

Key words: composite materials, characteristics, contact seam welding parameters, reinforcing fibers.

УДК 620.178.3

Канд. техн. наук А. І. Сочава, канд. техн. наук В. І. Глушко,
канд. техн. наук Л. М. Мартовицький, Ю. С. Курлаєва

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НА ОПІР ВТОМІ В УМОВАХ АСИМЕТРІЇ ЦИКЛУ

Проведені дослідження в умовах асиметрії циклу зразків низьколегованих сталей, які використовують у кранобудуванні. Обґрунтовані аналітичні залежності для апроксимації кривих діаграми граничних амплітуд і діаграми граничних напружень з урахуванням механічних властивостей на стиск та довговічності.

Ключеві слова: асиметрія циклу, діаграма граничних амплітуд, діаграма Сміта.

У механічних машинах більшість деталей несуть повторнозмінні навантаження при різних коефіцієнтах асиметрії як при розтягувальних, так і стискальних середніх напруженнях циклу. Літературні джерела мають обмежені дані про опір конструкційних матеріалів утомі при асиметричних навантаженнях. Особливо це стосується режимів з середніми напруженнями стиску. Такі обстави-

ни змушують конструкторів використовувати дані випробувань при симетричному згині з наступним перерахуванням їх за допомогою аналітичних залежностей на асиметричні цикли, що не завжди забезпечує правдоподібні оцінки характеристик витривалості конструкційних матеріалів і нерідко призводить до недостатньої міцності виробів або завищеної їх матеріалоемності.

У довідниках дані про витривалість конструкційних матеріалів подаються, як правило, у вигляді таблиць для конкретних значень коефіцієнтів асиметрії циклу і тому мають дискретний характер.

У довіднику про крани [1] наведені границі витривалості низьколегованої сталі з границею міцності $\sigma_B = 520$ МПа. Опрацьовані довідникові дані для довговічності 2×10^6 циклів і ефективного коефіцієнту концентрації напружень $K_\sigma = 1$ після визначення граничних амплітуд σ_a та відповідних їм середніх напружень циклу σ_m при коефіцієнтах асиметрії циклів R : -1; -0,8; -0,6; -0,4; -0,2; 0; +0,2 та режимах з $1/R$, рівними -0,2; -0,4; -0,6; -0,8, подані на рисунку 1.

При цьому апроксимацію кривих діаграми граничних амплітуд (рис. 1) виконано за допомогою формул різних дослідників: крива 1 – за формулою Гербера [2]

$$\sigma_a = \sigma_B \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right)^n \quad (1)$$

крива 2 – за формулою Гудмана [2]:

$$\sigma_a = \sigma_B \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right) \quad (2)$$

крива 3 – за формулою Зодерберга [2]

$$\sigma_a = \sigma_B \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right)^2 \quad (3)$$

криві 4 – за формулою Одінга [3]

$$\sigma_a = \sigma_B \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right)^3 \quad (4)$$

крива 5 – за формулою Сміта [2]

$$\sigma_a = \sigma_B \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right)^4 \quad (5)$$

де σ_{-1} – границя витривалості при симетричному циклі:

σ_{-1} – границя текучості.

Аналіз кривих за формулами Гудмана, Сміта та Зодерберга показав, що оцінки σ_a є заниженими при середніх напруженнях розтягання і значно завищені при стискальних σ_m . Криві Одінга дають занижені оцінки σ_a як при розтягувальних, так і стискаючих середніх напруженнях циклу. Парабола Гербера завищує оцінки граничних амплітуд при $\sigma_m > 0$ і значно їх занижує при $\sigma_m < 0$.

Параболи Гербера і Одінга передбачають однаковий опір утомі при розтяганні і стисканні, що не підтверджується сучасним досвідом. У більшості металів при збільшенні середніх напружень стиску граничні амплітуди спочатку зростають, приблизно до границі текучості, а далі значення σ_a мають тенденцію до зменшення [4, 5].

Ймовірно, що із збільшенням стискальних та зменшенням розтягувальних напружень циклу змінюються і умови втомного руйнування. Причому у випадку значного середнього напруження стиску з малою розтягувальною складовою ці умови будуть залежати, в першу чергу, від міцності матеріалу на стиск. Останнє доцільно враховувати при побудові діаграми граничних амплітуд. Жодна з розглянутих залежностей не враховує механічних характеристик конструкційних матеріалів на стиск, що обмежує їх адекватність.

Цей недолік можна усунути шляхом введення в параболу Гербера границі міцності на стиск $\sigma_{вс}$. При цьому середнє напруження σ_m має змінюватися в інтервалі $\sigma_{вс} \leq \sigma_m \leq \sigma_B$.

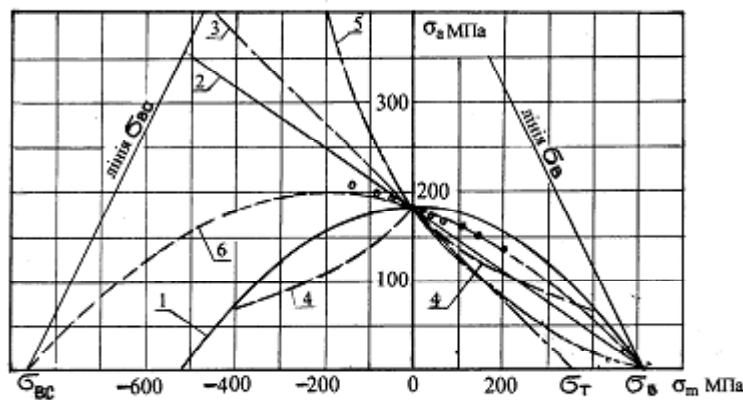


Рис. 1. Апроксимація діаграми граничних амплітуд:

1 – парабола Гербера, 2 – лінія Гудмана, 3 – лінія Зодерберга, 4 – крива Одінга, 5 – крива Сміта, 6 – парабола ЗМІ (ЗНТУ)

Оскільки, коли середні напруження циклу дорівнюють границям міцності $\sigma_a = 0$, то рівняння (1) можна представити таким чином:

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \quad (6)$$

У такому вигляді залежність (6) має екстремум у середині інтервалу $[N_B, 10^7]$, що не завжди відповідає фактичній поведінці кривих однакової довговічності. При зменшенні довговічності екстремум цих кривих зміщується вліво [5]. Щоб усунути вказаний недолік, у формулу (6) слід ввести показникову функцію. При цьому формула (6) набуває вигляд:

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \exp\left(-\frac{N}{N_B}\right) \quad (7)$$

де A – параметр, що враховує довговічність.

Параметр A визначають за даними експерименту за допомогою методу максимуму правдоподібності, або методу найменших квадратів. Використовуючи метод найменших квадратів, у формулу (7) вводимо заміну:

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \exp\left(-\frac{N}{N_B}\right) \quad (8)$$

Тоді формула (7) з умовними параметрами запишеться:

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \exp\left(-\frac{N}{N_B}\right) \quad (8)$$

Для визначення параметра A за результатами експерименту необхідно розв'язати рівняння

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \exp\left(-\frac{N}{N_B}\right) \quad (9)$$

де $\sigma_{-1}^{(N)}$ – амплітуда симетричного циклу, яка відповідає розрахунковій довговічності N циклів;

σ_{m_i} – значення амплітуди напруження, що відповідає середньому напруженню циклу σ_{m_i} і довговічності N .

k – кількість рівнів середнього напруження.

Пошук параметра A можна здійснити чисельним методом. За нашим досвідом для зразків з ефективним коефіцієнтом концентрації K_t для довговіч-

ностей $10^5 \dots 10^7$ циклів параметр A рекомендується шукати в інтервалі $0,7 \dots 1,0$.

Задовільна апроксимація наведених даних (рис. 1) має місце, якщо прийняти:

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \exp\left(-\frac{N}{N_B}\right) \quad (10)$$

де N_B – базова довговічність.

При цьому формула (7) для довговічності N набуває вигляд у:

$$\sigma_a = \sigma_{sc} \left(\frac{N}{N_B} \right)^k \exp\left(-\frac{N}{N_B}\right) \quad (11)$$

На рисунку 1 кривою 6 показана апроксимація за допомогою залежності (11) вище наведених даних довідника [1] для довговічності 2×10^6 циклів та 10^7 циклів. Для цієї сталі величини σ_{ms} та σ_{sc} визначені за принципом пропорційності за зразками зі сталі 09Г2С експериментально за стандартною методикою. При збільшенні N_B кривизна параболи при $\sigma_m > 0$ зменшується, а при $\sigma_m < 0$ збільшується, що можна використати для поліпшення результатів апроксимації кривих.

Із аналізу залежності (11) видно, що для побудови кривих однакової довговічності діаграми граничних амплітуд достатньо мати одну втомну характеристику σ_{-1} та статичні характеристики міцності σ_s та σ_{sc} . Дві останні величини можна визначити на випробувальних машинах статичної дії.

Для перевірки адекватності формули (11) в Запорізькому національному технічному університеті проведені дослідження зразків зі сталі 09Г2С, яка використовується для виробництва металоконструкцій кранів заводом «Запоріжкран» і за механічними характеристиками є аналогом сталі, результати дослідження якої запозичені з довідника [1] та наведені на рисунку 1. Випробування зразків типу III (ГОСТ 25.502-79) із листа товщиною 5 мм промислової поставки виконано на установці осьового циклічного навантаження [6].

У випробуваннях використовувались зразки з ефективним коефіцієнтом концентрації напружень $K_t = 1$. Оскільки більш зручним для конструкторів є представлення результатів досліджень на втому у вигляді діаграм граничних амплітуд або діаграм граничних напружень, випробування виконані при середніх напруженнях циклу 0, +200, +300, -100, -150 МПа до довговічності 5×10^6 циклів.

Результати експерименту представлені на рисунку 2 у вигляді кривих втоми. Із рисунка видно, що збільшення розтягувальних середніх напружень циклу стимулює зменшення σ_a , при цьому помічається відхилення кривих втоми від прямолінійності. При збільшенні

σ_m стискання спостерігається спочатку зростання σ_a , а потім його згасання при подальшому збільшенні стискаючих σ_m .

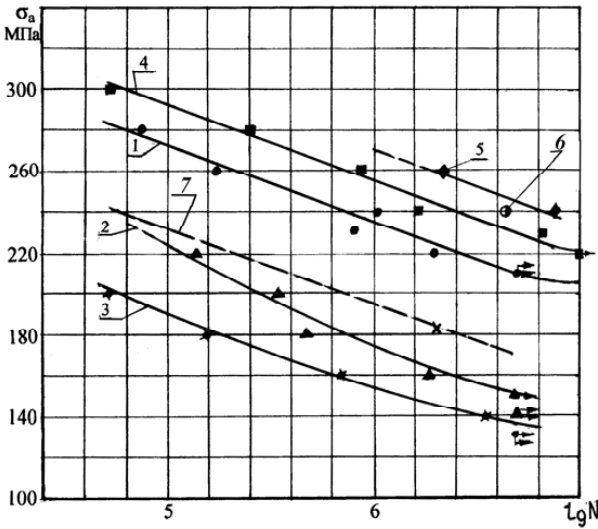


Рис. 2. Криві втоми сталі 09Г2С:

- 1 – при $\sigma_m = 0$, 2 – при $\sigma_m = +200$ МПа,
- 3 – при $\sigma_m = +300$ МПа, 4 – при $\sigma_m = -100$ МПа,
- 5 – при $\sigma_m = -150$ МПа, 6 – при $\sigma_m = -200$ МПа,
- 7 – апріорна крива при $\sigma_m = 0$ низьколегованої сталі $\sigma_s = 520$ МПа [1]

На підставі даних рисунка 2 побудована діаграма граничних амплітуд (рис. 3), яка показує, що зразки працюють досить тривало і за границею текучості, але з меншими амплітудами. При режимах навантаження за границею текучості на перших циклах спостерігається так звана циклічна повзучість, при якій пластична деформація накопичується дискретно щодня в момент, коли знаки σ_m і σ_a співпадають. Явище триває протягом приблизно п'яти тисяч циклів залежно від величин σ_m та σ_a з поступовим згасанням. Після цього зразок тривало працює при заданому середньому напруженні та амплітуді циклу.

Така поведінка зразків має місце як при розтягувальних, так і стискаючих середніх напруженнях циклу, якщо максимальні за абсолютним значенням напруження перевищують границю динамічної текучості. Подібні явища спостерігались і на інших металах [7–9].

Слід також відзначити, що при випробуваннях на стискання за границею текучості по мірі накопичення циклів робоча ділянка зразків стає пухкою з появою кількох тріщин на поверхні. При подальшому навантаженні настає поздовжня втрата стійкості з вибуванням зразка. Останнє дає підстави припускати, що під час пульсації має місце ковзання кристалів під кутом до осі зразка.

Через втрату стійкості неможливо отримати режими за межею σ_s з довговічністю 10^5 циклів.

Апроксимація кривих однакової довговічності діаграми граничних амплітуд виконана за допомогою залежності (11). Рисунок 3 підтверджує задовільну адекватність формули для сталі 09Г2С.

Формула (11) також використана для апроксимації даних сталі з $\sigma_s = 520$ МПа [1], розглянутої раніше для довговічності 2×10^6 циклів (рис. 1, крива 6). З рисунка видно, що дана крива краще за інші наближається до довідникових результатів. Аби побудувати криві діаграми для інших довговічностей, необхідно мати

відповідні значення $\sigma_{-1}^{(N)}$. Ці труднощі можна подолати, якщо вважати криві втоми аналогічних матеріалів при симетричному циклі еквідистантними. Такою кривою є крива 7 (рис. 2), яка проходить через точку з координатами $\lg N = 6,3$, $\sigma_{-1} = 182$ МПа (табл. 1.5.6 [1]).

За допомогою залежності (11) та запозичених із названої кривої даних побудовані криві діаграми граничних амплітуд для довговічностей 2×10^6 , 5×10^5 та 10^5 циклів, які представлені на рисунку 4. Аналогічно неважко розрахувати і побудувати криві діаграми для будь-яких довговічностей.

Наявність кривих однакової довговічності та формул, що їх описують, дає можливість виконати розрахунок на опір втомі деталей машин, які працюють при

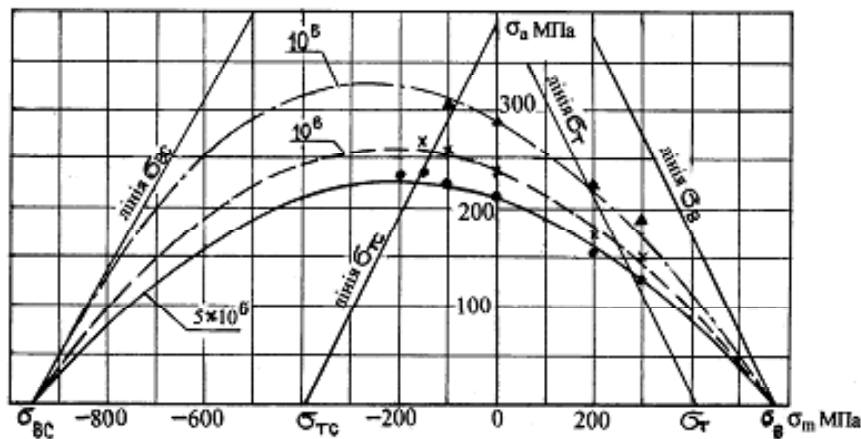


Рис. 3. Діаграма граничних амплітуд сталі 09Г2С

будь-якому коефіцієнті асиметрії циклу R . Визначення $\sigma_a^{(N)}$ і σ_m , що відповідають коефіцієнту R , можна здійснити через розв'язання системи рівнянь:

$$\begin{cases} \sigma_a^{(N)} = \mu_{\sigma_a} \cdot \sigma_a \\ \sigma_m = \mu_{\sigma_m} \cdot \sigma_m \end{cases} \quad (12)$$

Друге рівняння системи є рівнянням променя r , проведеного під кутом γ (рис. 4), для якого

$$\sigma_a^{(N)} = K_m \cdot \sigma_m \quad (13)$$

де K_m – коефіцієнт, що враховує масштаб σ_m і σ_a на діаграмі граничних амплітуд.

Цей коефіцієнт визначають за формулою

$$K_m = \frac{\mu_{\sigma_a}}{\mu_{\sigma_m}}$$

де μ_{σ_m} і μ_{σ_a} – масштаби напружень відповідно по осям σ_m та σ_a . У цьому випадку

Промінь r є місцем положення точок, що відповідають режимам навантажень з даним коефіцієнтом асиметрії R . Значення граничних $\sigma_a^{(N)}$ та σ_m можна визначити також графічно як координати точки перетину променя r з відповідною кривою однакової довговічності.

Отримане значення $\sigma_a^{(N)}$ може бути використане для визначення допустимого напруження при проектуванні деталей машин, а також для оцінки запасу

міцності при перевірних розрахунках на опір втомі.

В останньому випадку коефіцієнт запасу визначають за формулою:

$$K_z = \frac{\sigma_{\sigma}}{\sigma_a^{(N)}} \quad (14)$$

де ϵ_{σ} – масштабний фактор;

β – коефіцієнт, що враховує якість поверхні;

k_{σ} – ефективний коефіцієнт концентрації напружень;

σ'_a – амплітудне робоче напруження в деталі.

Отримані результати випробувань на опір втомі можна представити також у вигляді діаграми граничних напружень. Така діаграма у формі діаграми Сміта для сталі 09Г2С приведена на рисунку 5. Криві цієї діаграми для довговічності N описуються залежністю

$$\sigma_a = \sigma_B \cdot \left(\frac{N}{N_0} \right)^{-1/m} \quad (15)$$

Для визначення граничних напружень проводиться промінь – r під кутом α , для якого

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{2}{1+R}$$

Робота може бути корисною конструкторам для більш ефективного та економічного використання службових характеристик конструкційних матеріалів, а також дослідникам з метою економії відшкодувань при випробуваннях на опір втомі.

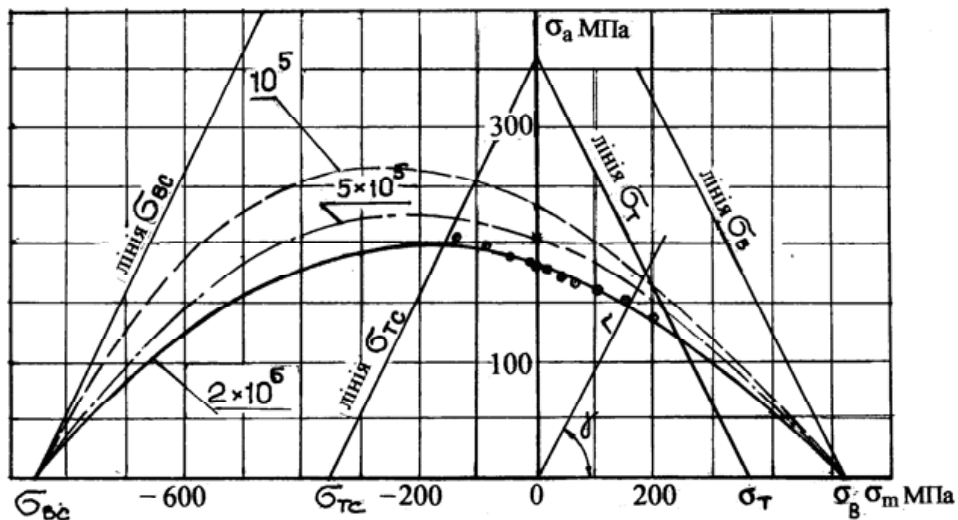


Рис. 4. Діаграма граничних амплітуд низьколегованої сталі ($\sigma_B = 520$ МПа)

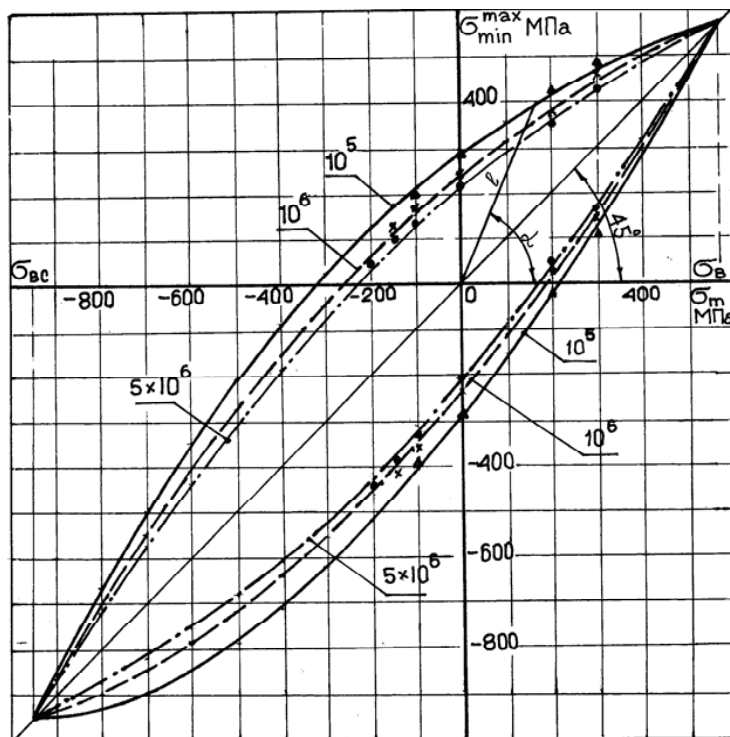


Рис. 5. Диаграмма граничных напряжений стали 09Г2С

Список літератури

1. Справочник по кранам, том 1 / [В. И. Брауде, М. М. Гохберг, И. Е. Звягин и др.] ; под ред. М. М. Гохберга. – Л. : Машиностроение, 1988. – 536 с.
2. Форрест П. Н. Усталость металлов / Форрест П. Н. – М. : Машиностроение, 1973. – 352 с.
3. Одинг И. А. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов / Одинг И. А. – М. : Машгиз, 1962. – 260 с.
4. Кеннеди А. Д. Ползучесть и усталость в металлах / Кеннеди А. Д. – М. : Металлургия, 1965. – 312 с.
5. Сочава А. И. Об аппроксимации диаграммы предельных амплитуд с учетом области средних напряжений сжатия / Сочава А. И. // Проблемы прочности. – 1977. – № 10. – С. 18–21.
6. Стенд для испытания металлов при осевых нагрузках в условиях асимметрии цикла : Реферативная информация о законченных научно-исследовательских работах в вузах УССР / Михайлов П. А., Сочава А. И. – К. : Вища школа, 1974. – вып. 13.
7. Minoru Kawamoto. Fatigue Deformation Preceding Fracture under Combined Cyclic and Steady Loads / Minoru Kawamoto, Toshinobu Shibata // Memoirs of the Faculty of Engineering Kyoto Univ. vol. XXXIV, part 1, Japan, Kyoto. – 1972. – P. 125–134.
8. Neuman R. Strain Bursts and Coarts Slip During Cyclic Deformation of F.C.C. and H.C.P. Single Crystals / Neuman R., Neuman P. // Scripta Metallurgica. USA. – 1970. – N 4. – P. 645–650.
9. Малышев П. Н. Циклическая ползучесть и ее роль в формировании остаточных напряжений при осевых нагрузках : тезисы докладов / Малышев П. Н., Михайлов П. А., Сочава А. И. // Циклическая прочность и повышение несущей способности изделия. – Пермь : ППИ, 1978.

Одержано 04.07.2011

Сочава А.И., Глушко В.И., Мартовичский Л.М., Курлаева Ю.С. Исследования низколегированных сталей на сопротивление усталости в условиях асимметрии цикла

Проведены исследования в условиях асимметрии цикла образцов из низколегированных сталей, используемых в краностроении. Обоснованы аналитические зависимости для описания кривых диаграммы предельных амплитуд и диаграммы предельных напряжений с учетом механических характеристик материала при сжатии и долговечности.

Ключевые слова: асимметрия цикла, диаграмма предельных амплитуд, диаграмма Смита.

Soshava A., Glushko V., Martovytskyi L., Kurlayeva J. Investigation of low-alloy steels for fatigue resistance in the asymmetry cycle

Samples of low-alloyed steels used in crane building were investigated in asymmetrical cycles conditions. Analytical dependencies were grounded for description of limit amplitudes diagram curves and diagram of maximum – minimum tensions, which take into account mechanical characteristics of materials at tensile and durability tests.

Key words: asymmetrical cycles, diagram of limit amplitudes, Smith's diagram.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.046.564.001

Канд. техн. наук Б. Ф. Белов¹, д-р техн. наук А. И. Троцан¹,
канд. техн. наук И. Л. Бродецкий¹, канд. хим. наук Ф. С. Крейденко¹, В. С. Кобец²

¹ Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев² ООО Фирма «Уникон», г. Донецк

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ШЛАКОВЫХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ РАФИНИРОВАНИИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ

Выполнен анализ структурно-химического состояния промежуточных фаз на полигональных диаграммах FeO-SiO₂-CaO и CaO-Al₂O₃-SiO₂. Исследован механизм образования ковшевых шлаков и неметаллических включений при рафинировании железоуглеродистых расплавов присадочными материалами. Предложена технологическая схема ЭРПС-процесса с использованием плавильного шлака и бесфтористых ТШС.

Ключевые слова: шлак, структура, фазы, полигональная диаграмма состояния, рафинирование, расплав.

При ковшевой обработке сталей железоуглеродистый расплав доводят до марочного состава посредством обработки присадочными материалами, в том числе шлаковыми смесями, которые в процессах рафинирования образуют шлаковые и неметаллические включения в жидком металле. При этом существующие рафинировочные шлаки обладают невысокой адсорбционной емкостью по вредным примесям, что указывает на целесообразность совершенствования эффективности рафинирования [1, 2].

Процессы образования шлаков и неметаллических включений при рафинировании железоуглеродистых расплавов подчиняются правилу «С-тетраэдра», определяющему функциональную зависимость структурно-химических параметров жидких и твердых металлургических фаз: состав → структура → свойства → синтез. Правило «С-тетраэдра» сформулировано на основе феноменологической теории строения жидких и твердых металлургических фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС-фаз) [3].

Теория МГС-фаз основывается на комплексе методов физико-химических исследований, включающем: системный анализ (СХС-анализ) структурно-химического состояния жидких и твердых металла и шлака с помощью полигональных диаграмм состояния (ПДС), построенных новым графоаналитическим методом (ПДС-метод); наноструктурный анализ ионно-молекулярных комплексов (СИМ-комплексов), энергетические и геометрические параметры которых рассчитываются на основе радиально-орбитальной модели электронного строения атомов (ПОМ-атом); стохастический анализ (СТС-анализ) механизмов шла-

кообразования и рафинирования при обработке железоуглеродистых расплавов присадочными материалами с помощью балансовых уравнений структурно-химических реакций.

Ниже приведен СХС-анализ полигональных диаграмм FeO-SiO₂-CaO и CaO-Al₂O₃-SiO₂, позволяющий определить стехиометрический, химический и фазовый составы, температуры образования и плавления, области гомогенности твердых и жидких растворов и химических реакций образования плавильных и ковшевых шлаков.

Анализ структурно-химического состояния системы FeO-SiO₂-CaO

На рис. 1 представлена ПДС системы FeO-SiO₂-CaO, в таблице 1 приведена классификация промежуточных фаз переменного состава nFeOmSiO₂kCaO, на основе которой выполнен СХС-анализ тройной системы. В вершинах треугольника – исходные компоненты FeO (вюстит), SiO₂ (кремнезем), CaO (известь), на ребрах треугольника – бинарные системы: FeO-SiO₂, FeO-CaO, SiO₂-CaO. Двойные и тройные фазы условно обозначены трехзначными числами: первые цифры отвечают стехиометрическим коэффициентам для вюстита, вторые – кремнезема, третьи – извести.

Фигуративные точки бинарных систем отвечают ряду промежуточных фаз:

ПДС FeO-SiO₂: FeO(100) → 6FeOSiO₂ (610) → 4FeOSiO₂ (410) → 3FeOSiO₂ (310, Э) → 2FeOSiO₂ (210, ППФ) → 3FeO2SiO₂ (320, Э) → FeOSiO₂(110) → FeO2SiO₂ (120) → FeO3SiO₂ (130, M₂) → FeO4SiO₂ (140) → FeO6SiO₂ (160, M) → FeO24SiO₂ (1.24, M₁) → SiO₂ (010).

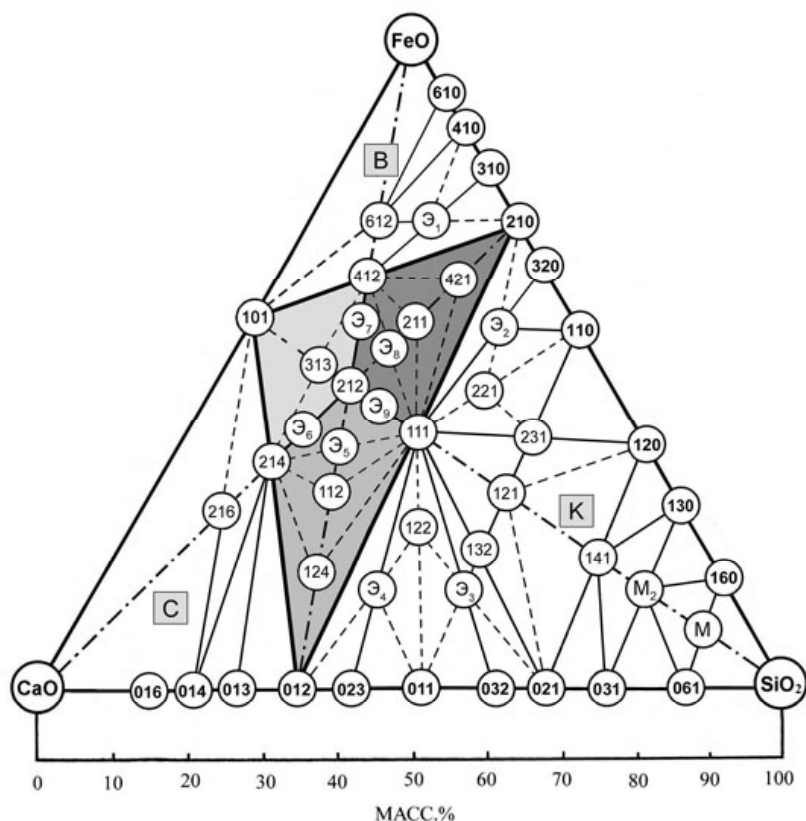


Рис. 1. Полигональная диаграмма системы FeO-SiO₂-CaO

ПДС SiO₂-CaO: SiO₂(010) → 24SiO₂CaO (0.24.1, M₁) → 6SiO₂CaO (061, M) → 3SiO₂CaO (031, M₂) → 2SiO₂CaO (021) → 3SiO₂2CaO (032, Э) → SiO₂CaO (011) → 2SiO₂3CaO (023, Э) → SiO₂2CaO (012, ППФ) → SiO₂3CaO (013) → SiO₂4CaO (014) → SiO₂6CaO (016) → CaO (001).

ПДС FeO-CaO: FeO(100) → FeOCaO (101, ППФ) → CaO(001),

где ППФ - первичная промежуточная фаза, Э-эвтектика, М, М₁, М₂ – монотектические точки купола несмешиваемости.

Триангуляция тройной диаграммы выделяет четыре области существования окислительных силикатных шлаков: шлаки на основе первичных промежуточных фаз бинарных систем – область ППФ, ограниченная внутренним треугольником 012-101-210; шлаки на основе вюститита – область 101-FeO-210; шлаки на основе кремнезема – область 210-SiO₂-012 и шлаки на основе извести – область 012-CaO-101.

Шлаки в области ППФ включают первичную тройную триангуляционную фазу 2FeOSiO₂2CaO(212), разделяющую первичные шлаки на три подсистемы на базе первичных бинарных фаз: примыкающих к SiO₂2CaO на плоскости четырехугольника 012-214-212-111; FeOCaO на плоскости 101-412-212-214 и 2FeO SiO₂ на плоскости 210-111-212-412. Область ППФ содержит 13 тройных фаз: 212-436-112-111-211-634(Э₈) -312 (Э₇) -412-124-313-214-213(Э₆) -323 (Э₅),

из которых пограничными фазами являются 412 (FeO-область), 214 (CaO-область) и 111 (SiO₂-область). Область «FeO» – зона «В» содержит две фазы: 612, 10.3.2 (Э₁) и 412; область «CaO» – зона «С» – две фазы: 2.1.6 и 2.1.4; область «SiO₂» – зона «К» – одиннадцать фаз: 1.12.1-1.6.1-1.4.1-1.2.1-2.3.1-2.2.1-4.3.1(Э₂)-1.2.2-1.3.2-1.4.3 (Э₃)-1.3.4 (Э₄).

Всего в системе FeO-SiO₂-CaO образуются 27 тройных фаз, тогда как на классической диаграмме – три: FeO2SiO₂2CaO (122) – железистый окерманит; FeOSiO₂CaO (111) -железистый монтичеллит (кирштейнит) и FeO2SiO₂CaO (121) – геденбергит [4]. Кроме того, приведенный химический состав тройных фаз на классической диаграмме, стехиометрический состав которых (по нашим определениям) отвечает формулам: FeOSiO₂2CaO (112), 12FeO3SiO₂2CaO (Э₁ 12.3.2), 3FeO2SiO₂CaO (3.2.1) и 2FeO2SiO₂CaO (221).

При заданной окисленности плавильных шлаков, содержащих до 30,0 % FeO, на тройной диаграмме FeO-SiO₂-CaO они располагаются в квазибинарной системе CaO-FeO3SiO₂ на базе волластонита FeO2SiO₂2CaO (23,7/39,5/36,7; B⁰ = 0,93), ранкинита – FeO3SiO₂4CaO (15,1/37,8/47,1; B⁰ = 1,24) белита – FeO2SiO₂4CaO (17,3/28,8/53,8; B⁰ = 1,87) и алита – 2FeOSiO₂4CaO (33,7/14,0/52,3; B⁰=3,73). Максимальной жидкоподвижностью обладают шлаки эвтектического состава на базе ранкинита, для высокой основности оптимальный состав шлаков отвечает FeO2SiO₂4CaO на базе белита.

Таблиця 1 – Классификация системы FeO-SiO₂-CaO

Химические формулы	Усл. обозн.	Химсостав, масс. %			В (CaO/SiO ₂)	М (CaO/SiO ₂ +Al ₂ O ₃)
		FeO	SiO ₂	CaO		
2FeOSiO ₂ CaO	2.1.2	45,6	19,0	35,4	1,87	4,27
4FeOSiO ₂ CaO	4.1.2	62,6	13,1	24,3	1,87	6,63
3FeOSiO ₂ CaO	3.1.2 (Э ₇)	55,7	15,5	29,9	1,87	0,41
2FeOSiO ₂ CaO	2.1.1	55,4	23,1	21,5	0,93	3,33
FeOSiO ₂ CaO	1.1.1	38,3	31,9	29,8	0,93	2,13
FeO2SiO ₂ 4CaO	1.2.4	17,3	28,8	53,8	1,87	2,47
2FeOSiO ₂ 4CaO	2.1.4	33,7	14,0	52,3	3,73	6,13
2FeOSiO ₂ 3CaO	2.1.3(Э ₆)	38,7	16,1	45,2	2,80	5,20
6FeO3SiO ₂ 4CaO	6.3.4(Э ₈)	51,7	21,5	26,2	1,24	3,64
FeOSiO ₂ 2CaO	1.1.2	29,5	24,6	45,9	1,87	3,07
4FeO3SiO ₂ 6CaO	4.3.6(Э ₅)	35,8	22,4	41,8	1,87	3,47
3FeO2SiO ₂ 3CaO	3.2.3(Э ₉)	42,9	23,8	33,3	1,4	3,2
3FeOSiO ₂ 3CaO	3.1.3	48,6	13,6	37,8	2,8	6,4
6FeOSiO ₂ 2CaO	6.1.2	71,5	10,0	18,5	1,87	9,0
10FeO3SiO ₂ 2CaO	10.3.2(Э ₁)	71,1	17,8	11,1	0,62	4,6
2FeOSiO ₂ 6CaO	2.1.6	26,7	11,1	62,2	5,6	8,0
4FeO3SiO ₂ CaO	4.3.1(Э ₂)	55,0	34,4	10,6	0,31	1,91
2FeO2SiO ₂ CaO	2.2.1	45,0	37,5	17,5	0,47	1,67
2FeO3SiO ₂ CaO	2.3.1	38,0	47,3	14,7	0,31	1,91
FeO3SiO ₂ 2CaO	1.3.2	19,8	49,4	30,8	0,62	1,02
FeO2SiO ₂ CaO	1.2.1	29,0	48,4	22,6	0,47	1,07
FeO4SiO ₂ 3CaO	1.4.3 (Э ₃)	15,3	51,0	35,7	0,70	1,0
FeO4SiO ₂ CaO	1.4.1 (M ₂)	19,6	65,2	15,2	0,23	0,53
FeO6SiO ₂ CaO	1.6.1	14,8	73,8	11,4	0,16	0,36
FeO12SiO ₂ CaO	1.12.1 (M)	8,5	84,9	6,6	0,08	0,18
FeO2SiO ₂ 2CaO	1.2.2	23,7	39,5	36,7	0,93	1,53
FeO3SiO ₂ 4CaO	1.3.4 (Э ₄)	15,1	37,8	47,1	1,24	1,64

Анализ структурно-химического состояния системы CaO-Al₂O₃-SiO₂

Системным определителем структурно-химического состояния шлаковых и неметаллических включений при ковшевой обработке является диаграмма состояния тройной системы CaO-Al₂O₃-SiO₂. На рис. 2 представлена ПДС CaO-Al₂O₃-SiO₂, построенная новым графоаналитическим методом на базе бинарных систем CaO-Al₂O₃, CaO-SiO₂, Al₂O₃-SiO₂.

Линии, соединяющие бинарные ПДФ, образуют внутренний треугольник 210-011-201, разделяющий общее концентрационное поле на три зоны у каждой вершины треугольника. Зона первичных алюмосиликатов кальция включает 15 промежуточных фаз 211→221→212→411→632→433→623432(Э₂)→412→613(Э₄)→311(Э₃)→111→122→423 (Э₃)→421(Э₁).

Зона глинозема включает три фазы: 261→231→121, зона извести – три фазы: 1211→811→611, зона кремнезема – 12 фаз: 2.1.72 (M₁)→2.1.18 (M)→2.1.9(M₂)→2.1.6→2.1.4→1.1.2→4.1.5(Э₇)→5.1.4(Э₈)→3.1.3. Здесь трехзначные числа условно обозначают стехиометрический состав тройных фаз: первая цифра – CaO, вторая – Al₂O₃, третья – SiO₂; Э – эвтектики, М – монотектики. ПДС тройной системы CaO-Al₂O₃-SiO₂ включает квазибинарную линейную систему 3CaO2Al₂O₃-3CaO2SiO₂, которая состоит из трех эвтектических фаз: высокоглиноземистая (Э₁) – 4CaO2Al₂O₃SiO₂ (45,9/41,8/12,3; V⁰ = 4,6), среднеглиноземистая (Э₅) – 3CaOAl₂O₃SiO₂ (50,9/30,9/18,2; V⁰ = 2,8) и низкоглиноземистая (Э₄) – 6CaOAl₂O₃3SiO₂ (54,4/16,5/29,1; V⁰ = 1,87). Оптимальный состав ковшевых рафинировочных шлаков, содержащих до 20,0 % глинозема,

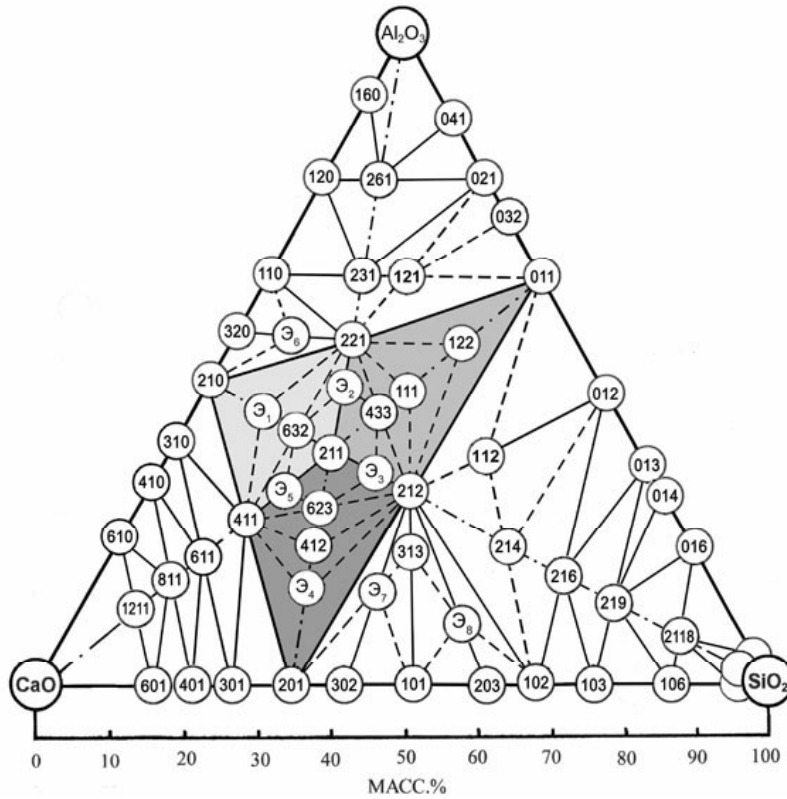


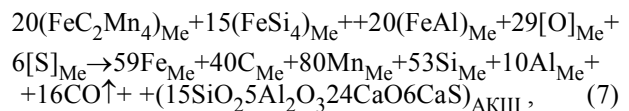
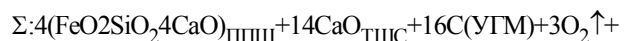
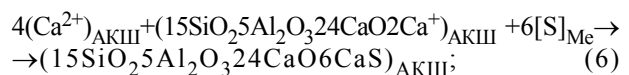
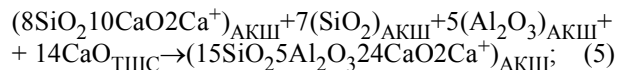
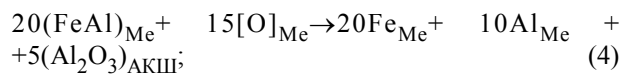
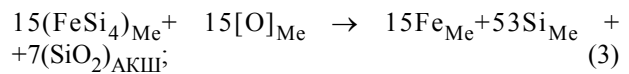
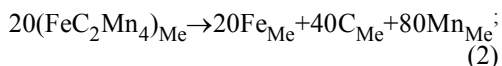
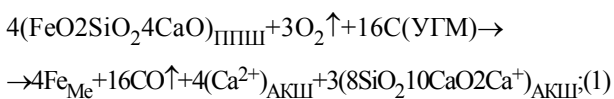
Рис. 2. Полигональная диаграмма состояния системы CaO-Al₂O₃-SiO₂

отвечает составу низкоглиноземистой эвтектики.

В таблице 2 представлены промежуточные фазы тройной системы стехиометрический и химический состав, основность, модуль шлака, температуры образования и плавления).

Технологическая модель рафинирования стали

Механизм рафинирования при ковшевой обработке стали и включает последовательный ряд структурно-химических реакций активирования и формирования попутного плавильного и ковшевого шлаков, раскисления, десульфурации и легирования жидкого металла. В качестве плавильного шлака, как уже отмечалось, служит стехиометрическая фаза FeO₂SiO₂4CaO на ПДС FeO-SiO₂-CaO, для ковшевых рафинировочных шлаков – 6CaOAl₂O₃3SiO₂ на ПДС CaO-Al₂O₃-SiO₂. К присадочным материалам относятся ТШС (известь), углеродистые материалы (УГМ), ферросилиций ФС65 (FeSi₄), ферромарганец ФМн70 (FeC₂Mn₄) и ферроалюминий ФА30 (FeAl). Последовательный ряд структурно-химических реакций рафинирования включает:



где ППШ – попутный плавильный шлак, АКШ – активированный ковшевой шлак; FeC₂Mn₄, FeSi₄, FeAl – стехиометрические составы ферросплавов; химические реакции: 1 – активирование ППШ + УГМ; 2 – легирование металла ФМн70; 3 – раскисление металла ФС65; 4 – раскисление металла ФА30; 5 – присадка ТШС+АКШ; 6 – десульфурация металла АКШ; 7 – реакция материального баланса.

Реакция материального баланса (7) описывает технологическую модель энергоресурсоприродосберегающего процесса (ЭРПС-процесса) рафинирования ста-

Таблиця 2 – Тройные фазы системы CaO-Al₂O₃-SiO₂

Стехиометрический состав	Химический состав, масс. %			Условные обозначения	В	М	Температура, °С	
	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂				Образования	Плавления
2CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	40,9	37,2	21,9	2.1.1(ГН)	0,87	0,69	900	1600
2CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	29,8	54,2	16,0	2.2.1	1,87	0,42	1100	1500
2CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	33,5	30,5	36,0	2.1.2	0,93	0,50	1000	1500
4CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	58,0	26,4	15,6	4.1.1	3,73	1,38	1200	1500
6CaO3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	44,1	40,2	15,7	6.3.2	2,8	0,79	1200	–
4CaO3Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	31,5	43,1	25,4	4.3.3	1,24	0,46	1300	1300
6CaO2Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	46,7	28,3	25,0	6.2.3	1,87	0,88	1250	1250
4CaO3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	34,5	47,1	18,4	4.3.2(Э ₂)	1,87	0,53	1300	1300
4CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	50,2	22,9	26,9	4.1.2	1,87	1,00	1050	1350
6CaOAl ₂ O ₃ 3SiO ₂	54,4	16,5	29,1	6.1.3(Э ₄)	1,87	1,20	1200	–
3CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	50,9	30,9	18,2	3.1.1(Э ₅)	2,8	1,04	1300	1300
CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	25,7	46,8	27,5	1.1.1	0,93	0,35	1100	1500
CaO2Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	14,7	53,7	31,6	1.2.2	0,47	0,17	1400	–
4CaO2Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	36,8	34,6	29,6	4.2.3(Э ₃)	1,24	0,58	1400	1400
4CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	45,9	41,8	12,3	4.2.1(Э ₁)	4,67	0,60	1500	1500
2CaO6Al ₂ O ₃ SiO ₂	14,3	78,1	7,6	2.6.1	1,87	0,17	1500	1800
2CaO3Al ₂ O ₃ SiO ₂	23,4	64,0	12,6	2.3.1	1,87	0,30	1400	–
CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	17,5	63,8	18,7	1.2.1(ГЛ)	0,93	0,21	н.д.	1550
2CaOAl ₂ O ₃ 72SiO ₂	2,5	2,2	95,3	2.1.72(М ₁)	0,03	0,02	1700	1700
2CaOAl ₂ O ₃ 18SiO ₂	8,7	7,9	83,4	2.1.18(М/М ⁰)	0,10	0,09	1600	1700
2CaOAl ₂ O ₃ 9SiO ₂	14,9	13,5	71,6	2.1.9(М ₂)	0,21	0,17	1700	1700
2CaOAl ₂ O ₃ 6SiO ₂	19,5	17,8	62,7	2.1.6	0,31	0,24	1475	1475
2CaOAl ₂ O ₃ 4SiO ₂	24,7	22,5	52,8	2.1.4	0,47	0,33	1300	–
CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	20,1	36,7	43,2	1.1.2(АН)	0,47	0,25	н.д.	1265
4CaOAl ₂ O ₃ 5SiO ₂	35,8	16,3	47,9	4.1.5(Э ₇)	0,75	0,55	1300	1300
5CaOAl ₂ O ₃ 4SiO ₂	45,0	16,4	38,6	5.1.4(Э ₈)	1,17	0,82	1350	1350
3CaOAl ₂ O ₃ 3SiO ₂	37,3	22,7	40,0	3.1.3	0,93	0,60	н.д.	1000
12CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	84,7	9,6	5,7	12.1.1	14,9	5,5	1700	–
8CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	73,5	16,7	9,8	8.1.1	7,5	2,8	1900	1900
6CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	67,5	20,5	12,0	6.1.1	5,6	2,1	1400	–

Примечания: ГН – геленит; Э – эвтектики; ГЛ – глинозит; М – монотектики; АН – анортит.

ли, регламентирующую расходные коэффициенты присадочных материалов, состав и количество шлаковых и неметаллических фаз, а также химический состав металлического расплава.

Присадочные материалы для ковшевой обработки стали в количестве 2,64 кг/т шлакообразующих (1,66 кг/т ППШ + 0,78 кг/т ТШС (CaO) + 0,19 кг/т УГМ (C) и 10,2 кг/т ферросплавов (6 кг/т ФМн70+2,5 кг/т ФС65 + 1,66 кг/т ФА30) формируют рафинировочный шлак в количестве 3,2 кг/т, содержащий (масс. %) 28,2 SiO₂ + 16,0 Al₂O₃ + 42,2 CaO + 13,6 CaS с основностью B⁰ = 1,5 и адсорбционной емкостью (масс. %) 6,0A_S + 13,2 SiO₂ + 16,0 Al₂O₃ + 24,6 CaO + 13,6CaS. Металлический расплав, без учета химического состава полупродукта, содержит (масс.%): 0,05 C + 0,15 Si + 0,44 Mn + 0,03 Al, масса которого увеличивается на 3,3 кг/т Fe, уменьшается на 0,46 кг/т [O]_{Me} (0,046 %) и 0,192 кг/т [S]_{Me} (0,019 %). Присадка ферросплавов (ФС65, ФА30) формирует в количестве 0,93 кг/т заданный тип силлиманит-кварцитовых неметаллических включений стехиометрического состава 7SiO₂5Al₂O₃, которые

адсорбируются активированным шлаком с образованием покровного шлака в ковше.

Выводы

На основе теории МГС-фаз сформулировано правило «С-тетраэдра», регламентирующая функциональную зависимость структурно-химических параметров состав → структура → свойства → синтез жидких и твердых металлургических фаз. Выполнен анализ структурно-химического состояния промежуточных фаз на полигональных диаграммах состояния тройных систем FeO-SiO₂-CaO и CaO-Al₂O₃-SiO₂, являющихся системным определителем плавильных и ковшевых шлаков, соответственно. Исследован механизм образования ковшевых шлаков и неметаллических включений при рафинировании железоуглеродистых расплавов присадочными материалами и разработана технологическая модель ЭРПС-процесса с использованием попутного плавильного шлака и безфористых ТШС.

Список литературы

1. Процессы шлакообразования и рафинирования жидкого полупродуктодута в конвертере и при ковшевой обработке стали / [Буга И. Д., Белов Б. Ф., Троцан А. И. и др.] // Процессы литья. – 2011. – №1. – С. 17–24.
2. Повышение эффективности рафинирования с использованием конвертерного шлака при ковшевой обработке стали / [Исаев О. Б., Кислица В. В., Троцан А. И. и др.] // Электротехнология. – 2011. – № 2. – С. 16–20.
3. Белов Б. Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // Изв. ВУЗов. ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 70–75.
4. Торопов Н. А. Высокотемпературная химия силикатных и других окисных систем / Н. А. Торопов, Н. А. Борзакровский В. П. – М. : Изд-во АН СССР. – 1963. – 255 с.

Одержано 29.02.2012

Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Крейденко Ф.С., Кобець В.С. Механізм утворення шлакових і неметалічних включень при рафінуванні залізовуглецевих розплавів

Виконано аналіз структурно-хімічного стану проміжних фаз на полігональних діаграмах $FeO-SiO_2-CaO$ і $CaO-Al_2O_3-SiO_2$. Досліджено механізм утворення ківшових шлаків і неметалічних включень при рафінуванні залізовуглецевих розплавів присаджувальними матеріалами. Запропонована технологічна схема ЕРПС-процесу з використанням плавильного шлаку та безфтористих ТШС.

Ключові слова: шлак, структура, фази, полігональна діаграма стану, рафінування, розплав.

Belov B., Trotsan A., Brodetskiy I., Kreidenko F., Kobets V. The mechanism of slag shots and nonmetallic inclusions formation under iron-carbon melts refining

The analysis of structural-chemical condition of intermediate phases on polygonal diagrams of state $FeO-SiO_2-CaO$ and $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ was done. The mechanism of ladle slag and nonmetallic inclusions formation under refining iron-carbon melts by filler materials is investigated. The technological scheme energy-resource-nature saving process with use of the melting slag and without the fluoric solid slag alloys is offered.

Key words: slag, structure, phases, polygonal diagram of state, refining, melt.

UDC 537.525.5

A. A. Lisenkov¹, V. P. Valuev², E. L. Sanchugov³

¹ Institute of problems of mechanical engineering of Russian Academy of Science Russian Federation, Saint-Petersburg

² Saint-Petersburg State Institute of Machine-Building (LMZ-VTUZ), Russian Federation, Saint-Petersburg

³ German Society for Material Science, FUN Leibniz University of Hanover, Germany, Hanover

RESEARCH OF THE VACUUM ARC DISCHARGE ON INTEGRALLY COLD CATHODE DURING COATING PROCESSES

The vacuum arc plasma source of extended design generating the directed belt plasma stream and operating in pulse mode was presented. The researches carried out gave additional information about development of the cathode spots of the vacuum arc discharge. It is found that the cathode spots' motion speed depends on the cathode temperature.

Key words: plasma, vacuum-arc discharge, cathode spot, coating.

The vacuum arc discharge is a self-maintained discharge developing in the cathode material vapor. The emission center of the discharge is a cathode spot with small dimensions of $10^{-6} \dots 10^{-3}$ m. For very short period of time, the temperature in the cathode spot exceeds the temperature of boiling, what results in the intensive evaporation of the cathode material [1–3].

The cathode spot includes an emitting zone and an adjacent collisionless layer of the spatial charge, where the cathode drop is localized and the energy is transmitted

to the ions. Amount of this energy is enough to heat the cathode to the temperature ensuring energy distribution of the free electrons in the cathode body and reproduction of required amount of the evaporable material.

Discharge combustion is impossible when the temperature in the cathode spot is below certain critical temperature, which is specified by thermophysical properties of the cathode material and electrical parameters of the circuitry: $U_{\text{power supply}} > U_{\text{cat}}$, $I_{\text{power supply}} > I_{\text{min}}$, where $U_{\text{power supply}}$ – supply voltage; U_{cat} – cathode drop; $I_{\text{power supply}}$ –

supply current; I_{\min} – the minimum current value required for existence of the discharge. Value of the power released on the cathode is determined by the cathode drop, which value is close to the value of metal ionization potential, and the value of discharge current. Motion of the cathode spots is caused by spontaneous dying out of some cells and formation of others [4].

Exposure of the cathode surface to strong heat source results in the complex physical-chemical processes leading to change of structure and phase composition of the surface layer. These changes can have an effect on both speed of cathode spots' motion and processes in the arc discharge plasma. However, changing speed of cathode spots' motion is connected with the magnetic field generated by discharge current.

Also it should be noted, that the vacuum arc discharge with the integrally cold cathode exists on the cathode working surface until its temperature is insufficient to maintain the current flow between the electrodes due to thermal electron emission only. When the certain temperature is reached, this type of the discharge turns into the arc discharge with diffuse connection on the cathode [5]. Therefore, the vacuum arc discharge with the integrally cold cathode should be considered as a transient stage in the development of the arc discharge with the hot cathode, and dynamics of cathode spots' development with time, as the cathode is heated up, should be taken into account.

Experimental setup

A vacuum arc facility of extended design (Fig. 1) operating in pulse periodic mode and generating the directional belt stream of plasma [6] was used to research the cathode spots. External magnetic field generated by the solenoid 1 initiates longitudinal motion of the cathode spot 6 along the working surface of the extended cylindrical cathode 2 from the igniter electrode 5 towards the current lead-in 3 to the arc-extinguishing screen 4. The interval between igniting impulses depends on the lifetime of the cathode spots on the working cathode surface.

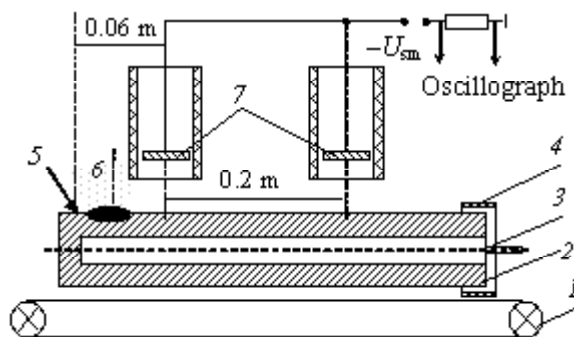


Fig. 1. The vacuum arc plasma sources of extended design:
 1 – magnetic system; 2 – cathode; 3 – current lead-in;
 4 – arc-extinguishing screen; 5 – workpiece; 5 – igniter electrode; 6 – cathode spot; 7 – probes

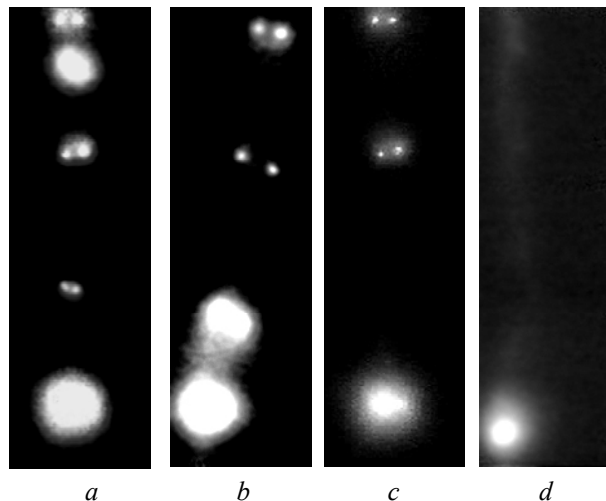


Fig. 2. Changing of cathode spots moving along the working surface of the extended cathode with changing working temperature of the cathode:

$a - \tau = 80$ ms; $b - \tau = 60$ ms; $c - \tau = 40$ ms; $d - \tau = 20$ ms

The researches have shown, that the maximum life time τ of the cathode spots on the working surface of the water-cooled zirconium cathode of length 0.4 m and diameter 0.06 m exceeded 100 ms at the discharge current in 200 A. And observed shortening of current pulses duration was connected with increase of the cathode working temperature.

Taking into account that first current pulses were long, the VHS video camera was used to record motion of the cathode spots along the working surface. TV standards have interlaced scanning: one second contains 25 frames and 50 fields (half-frames) with even and odd lines. Therefore, a computer monitor displays each frame with two fixed moments of the observed motion: the first moment corresponds to the odd field, and the second moment – to the even field.

Also, motion of the cathode spots was researched with the help of the electrical probes 7 (Fig. 1) located above the cathode from the igniter electrode to the arc-suppressing shield. Design and location of the probes made it possible to record the ion component maximum of the plasma stream on the oscillograph screen, if coincidence of the moving cathode spots and the axis of the probe receiving surface would be provided.

Experimental results and discussion

The researches carried out revealed two types of discharges described by different existence conditions: the arc discharge on dielectric films of contaminations appearing at the first instant of time and the main arc discharge from the cathode material.

When the facility is switched on for the first time, a discharge with the cathode spots, moving chaotically along the whole surface of the cathode and the screens, appears on the impure cathode surface. This discharge can exist at lower value of the discharge current than the discharge

appearing on the cathode cleaned of dielectric films. The value of the discharge current determines the quantity of the spots existing simultaneously on the working cathode surface. On the thin-film coatings, the value of current being closed on each cathode spot can be only of some amperes, and there increasing of the simultaneously existing cathode spots is watched.

Appearance of high-speed and uncontrolled luminous formations on the cathode surface can be connected with sliding discharge. This kind of discharge is formed as a result of partial sedimentation of positive charged particles on the surface of impurities. In this case, double electrical layers with high intensity of the electric field are formed. The breakdown of this layer even if in one point initiates avalanche of these breakdowns. As a result on the working cathode surface in the impure zones the uncontrolled surface high-speed discharges appear. These discharges eliminate dielectric films, but do not cause deep erosion processes on the cathode surface.

After cleaning of the working cathode surface, nature of the cathode spots' motion along the cathode surface and quantity of the spots are changed totally.

During the all subsequent instants of time, the cathode spot always moves to the less heated zone of the cathode, therefore its speed is determined by the value of the power supplied and the time required to heat the cathode cell up to the working temperature of vaporization.

Time required to heat the surface depends on the initial temperature in the point of the cathode spot. And it should be noted that, when the phase state of metal is changing from solid to liquid, the value of the heat conductivity coefficient is changing too. For the emission center continuously moving along the working surface, appearance of a new spot is caused by a hot spot and some external factors. Here it should be emphasized, that the following processes should be considered in motion of the cathode spot:

- electron emission from the existing spot;
- generation of excessive charged particles in the current channel in plasma from the side of the magnetic field induction maximum;
- heating of a new zone on the cathode surface (the processes connected with dimensional changes of the cathode spot are important here);
- decrease of the power supplied to the old spot and its cooling-down;
- equalizing of the temperature values in the cathode spots;

- moving of the cathode spot to the ready zone.

If for the frame-by-frame consideration we take only those frames where the beginning coincides with the arising current pulse, then the consecutive frames will show the nature of spots' motion [7].

As a result of videotape processing, there was obtained frame scanning that allowed to observe the transformation of the cathode spots in time and to estimate the speed of their moving along the working cathode surface to within 20 ms – the time of one field mapping. The shooting implemented at the fixed values of the discharge current and the external magnetic field.

The change of nature of the cathode spots' motion along the working surface with increasing of the working temperature of the cathode is shown in Fig. 2. The first pulse of current (pulse duration $\tau = 80$ ms) fixed on the cold cathode corresponds to three frames of video series (Fig. 2, *a*). The group cathode spot that can be watched at the bottom of the frame is connected with its delay near the arc-extinguishing screen.

Continuous moving of the cathode spots on the limited working cathode surface results in forming some average equilibrium temperature on it. The temperature is determined by the geometrical sizes of the cathode and also by the conditions of its cooling.

As the cathode temperature increases, quantity of moments of cathode spots' motion for one pulse is decreased. Fig. 2, *b* is made of two frames and has three moments of motion ($\tau = 60$ ms); Fig. 2, *c* includes two moments of motion ($\tau = 40$ ms); Fig. 2, *d* corresponds to one frame and one moment of motion ($\tau = 20$ ms). And the afterglow heat time left by the cathode spot is clearly seen here.

Motion of the cathode spots was researched with the help of the probes as well. Design and location of the probes made it possible to record the ion component maximum of the plasma stream on the oscillograph screen, if coincidence of the moving cathode spots and the axis of the electrical probes receiving surface would provided. Fig. 3 shows oscillograms of the current pulses depending on the temperature of the zirconium cathode.

Smooth current rise, observed on all photos at the interval from the igniter electrode to the first probe, is characterized with moving of the cathode spots on the initial zone and connected with warm-up of the cathode. As the cathode temperature rises, noise components of the signal on the oscillograms go down, and the directed velocity of the cathode spots' motion along the working surface towards the current lead-in increases.

A cathode spot is displaced towards the maximum of the magnetic field induction $\Sigma \vec{B}_{\max} = \vec{B}_{\text{pl}} + \vec{B}_{\text{cath}}$ [8], generated by the current channel of the plasma stream I_{pl} and the current flowing in the body of the cathode I_{cat} (Fig. 4, a).

An elementary particle in the plasma stream is affected by the Lorentz force and the electric field force:

$$\vec{F}_r = e[\vec{V}_z \times \vec{B}], \quad \vec{F}_z = e[\vec{V}_r \times \vec{B}], \quad \vec{F}_E = e\vec{E}.$$

To calculate the motion path of the electrons leaving the cathode spot, the following formulas are used:

$$a_z = \frac{\vec{F}_z}{m_e} + \frac{\vec{F}_E}{m_e} = \frac{e[\vec{V}_r \times \vec{B}]}{m_e} + \frac{e\vec{E}_E}{m_e},$$

$$a_r = -\frac{\vec{F}_r}{m_e} = \frac{e[\vec{V}_z \times \vec{B}]}{m_e},$$

$$\vec{V}_z = \vec{V}_{0z} + a_z \Delta t, \quad \vec{V}_r = \vec{V}_{0r} + a_r \Delta t,$$

$$z = z_0 + \vec{V}_z \Delta t, \quad y = y_0 + \vec{V}_y \Delta t,$$

m_e – mass of the charged particle (electron); \vec{F}_L – projection of the Lorentz force to the axes z and r ; \vec{V} – projection of the charged particle motion velocity to the axes z and r ; \vec{V}_0 – projection of the charged particle motion velocity to the axes z and r in the previous instant of time; a – acceleration of the charged particle along the axes z and r ; Δt – time step; z – position of the charged particle on the axis z ; z_0 – projection of the position of the charged particle on the axis z in the previous instant of time; y_0 – position of the charged particle on the axis r ; r_0 – projection of the position of the charged particle on the axis r in the previous instant of time.

Results of the calculations describing existence conditions of the cathode spots on the working surface are shown on the Fig. 4, b and 4, c.

In the process of displacement of the cathode spot, transformation of its dimensions is observed, which changes conditions of the electron emission.

The cathode in the zone of the cathode spots is subject to intensive destruction. Quantity of ions generated in the ionization zone and being the main source of energy in the spot cannot exceed quantity of the evaporated atoms; and dimensional change of the cathode spot leads to change of ionization degree in the plasma stream. In turn, the maximum temperature in the small cathode spots can be reached for shorter time interval than in the bigger spots. In addition, reduction of the cathode spot dimensions and changes of the ion current density influence the electric field intensity. Thus, temperature and dimensions of the cathode spot control atom evaporation and specify conditions of the discharge maintaining.

The power supplied directly to the evaporating surface is spend on heating the cathode in the cathode spot up to the temperature required for reproduction of necessary amount of evaporating material in unit time. Time spent on heating the cathode up to the required temperature is defined by the values of the initial cathode temperature and the power supplied from the discharge. Thus, speed of the cathode spots' motion is defined by the values of the temperature in the spots and the discharge current.

The cathode spot as a heat source of influence on the cathode surface is simulated as a circle of the radius R (Fig. 5). Within the circle, the value of the heat flow, which is delivered from the discharge and interacting with the surface, is constant for any instant of time $-\lambda(dT/dh)_{h=0} = q, (0 \leq r \leq R)$, and outside the circle it is equal zero. The cathode, with respect to effective size of the heat source, is a semi-infinite body. Therefore, at the infinite distance from the surface, the value of the heat flow is equal zero and the value of the temperature is constant $(dT/dh)_{h=\infty} = 0, (-\infty \leq r \leq -R \text{ and } R \leq r \leq \infty) (-R \leq r \leq R); (dT/dh)_{h=\infty} = 0; T_{h=\infty} = T_0$. In the initial state, the cathode surface has the same temperature in all points $T_{t=0} = T_0$.

To calculate the temperature field at the action of the heat source the following relation was used:

$$\dots$$

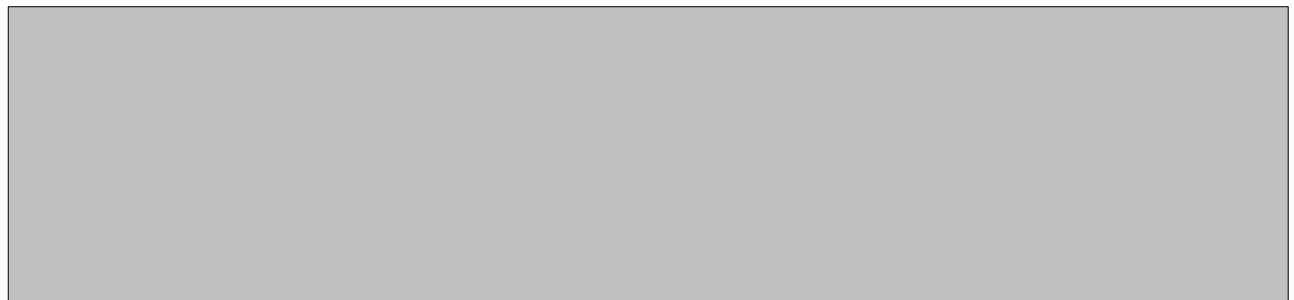


Fig. 4. Simulation of electron motion from the cathode spot zone: a – mathematical model of the calculation with an allowance of the Lorentz force; calculation of the electron path from the cathode without (b) and with (c) an allowance of the current flowing in the cathode

where h – heating depth; $a = \lambda / \rho c$ – thermal diffusivity; ierfc – integrated form of the error Gaussian function.

As the cathode spot moves along the working surface, the high-temperature zones in the form of extended isotherms are left behind the spot (Fig. 6 and Fig. 2, *d*).



Fig. 5. Model of the heat flow influence upon the surface:

- 1 – initial position of the cathode spot on the surface;
- 2 – lower limit at boiling; 3 – lower limit of the liquid phase;
- 4 – limit of cathode heating up to the emission temperature



Fig 6. Calculated isotherms on the cathode surface, as the steady heat source of the diameter $5 \cdot 10^{-6}$ m and the speed 10 m/s moves

To develop a self-consistent mathematical model, that can sufficiently describe the process in the researched vacuum-arc discharge, there should be considered interrelation of the processes in the discharge plasma with the processes defining the temperature in the cathode spot and the average cathode temperature. So far, there are no clear conceptions about such interrelation of these processes. It can be indirectly evidenced by the fact that a lot of types of electron emission from the cathode spot are used to explain the large values of the current density observed in the cathode spot.

In this case, the combined equations including the equation for the electric field intensity at the cathode surface should be used. The electric field intensity depends on spatial distribution of the charged particles and the cathode spot dimensions, the changing condition of the combustion of the discharge.

In the considered model, only the values of the discharge current I_d and the initial physical constants describing the cathode material can be specified. All other parameters are to be calculated: cathode drop U_{cat} , dimensions of the cathode spot D_{cs} , current density j , fraction of electron current I_e , degree of plasma ionization δ , electric field intensity at the cathode surface E , temperature in the cathode spot T_{cs} and the cathode itself T_{cat} .

Changes in the cathode dimensions leads to changes in intensity, density of emission and ion currents, energy balance in the generation zone, heat balance on the cathode surface, and cathode temperature equations; while all the above-listed lead to changes in the parameters of the generated plasma stream.

The electric field at the solid surface can be formed due to the exterior potential difference as well as due to the field of positive ions located at the cathode surface. Such layer of ions is formed when the field-emission cathode is evaporated in the process of heating by the field-emission current. Subsequent ionization of the evaporated atoms leads to formation of the layer of dense no equilibrium plasma at the cathode surface. The intense electric field in the border zone induces additional strengthening of the field emission. This process of transition from the regular field emission to higher densities of the emission current results in formation of the vacuum arc in the discharge gap.

Thus, density of the emission current and type of the existing emission are defined by the values of temperature in the cathode spot T_{cs} and electric field intensity E generated at the cathode surface: $j_e = f(T_{\text{cs}}, E)$.

In its turn, electric field intensity $E = f(U_k, r_{\text{cs}}, j_i / j_e)$, where U_{cat} – potential drop in the space-charge zone; r_{cs} – radius of the cathode spot; j_i / j_e – density relation of ion and electron currents, and is defined by the McCown equation.

Conclusions

The researches of the vacuum-arc plasma source of exceeded design operating in pulse mode and generating the directed belt stream have allowed to reveal the dependence of the development dynamics and the velocities of the cathode spots' motion along the working cathode surface on its temperature and to make the following suppositions:

1. The arc discharge arisen at the initial moment on the unclean ed cathode surface is to be considered as the self-maintained arc discharge.

2. After cleaning of the working surface, the main arc discharge is developed on the cathode material. Motion of the cathode spots is getting «ordered», and the prevalent motion of the spots towards the current lead-in becomes apparent.

3. Time of development of the main arc discharge from the cathode material and speed of the cathode spots' motion along the working cathode surface depends on the cathode temperature.

4. The presence of transient processes, while the arc discharge becomes stable, leads to irregular erosion of material from the cathode surface and therefore to irregular deposited coating on the product being processed.

References

1. Granovsky V. L. Electric current in gas / V. L. Granovsky. – Moscow, 1971. – P. 99–141.

2. Cobain J. Introduction in physics of vacuum arc / J. Cobain // Vacuum arcs. Moscow : Mir, 1982. – P. 19–39.
3. Ecker G. Vacuum Arc Theory / G. Ecker // Vacuum arcs. – Moscow : Mir. – 1982. – P. 269–384.
4. Mesjaz G.A. Ectons / G. A. Mesjaz. – Ekaterinburg : UIF Nauka, 1993. – Part 2. – 244 p.
5. Dorodnov A. M. // Letters to the journal of applied physics / A. M. Dorodnov, A. I. Kuznezov. – 1979. – Vol. 5. – N 16. – P. 1001–1006.
6. Patent of the Russian Federation / [N. Z. Vetrov, A. A. Lisenkov etc.]. – N 2180472 of 07.02.2000, MKI H05H1/50. Vacuum-arc source of plasmas. Published in 2002. B.I. – N 7.
7. Lisenkov A. A. Vacuum technology / A. A. Lisenkov. – 2004. – Vol. – 14. – N 4. – P. 221–226.
8. Saksagansky G. L. Electrophysical vacuum pumps / G. L. Saksagansky. – Moscow : Energoatomizdat, 1988. – 277 p.

Одержано 13.02.2012

Лисенков А.А., Валуев В.П., Санчугов Є.Л. Дослідження вакуумно-дугового розряду на інтегрально-холодному катоді при нанесенні покриття

У статті надане вакуумно-дугове джерело плазми протяжної конструкції, що працює в імпульсно-періодичному режимі і формує спрямований стрічковий потік плазми. Проведені дослідження дозволили отримати додаткову інформацію про розвиток катодних плям вакуумно-дугового розряду. Виявлено залежність швидкості переміщення катодних плям від температури катода.

Ключові слова: плазма, вакуумно-дуговий розряд, катодна пляма, покриття.

Лисенков А.А., Валуев В.П., Санчугов Е.Л. Исследование вакуумно-дугового разряда на интегрально-холодном катоде при нанесении покрытий

В статье представлен вакуумно-дуговой источник плазмы протяженной конструкции, работающий в импульсно-периодическом режиме и генерирующий направленный ленточный поток плазмы. Проведенные исследования позволили получить дополнительную информацию о развитии катодных пятен вакуумно-дугового разряда. Выявлена зависимость скорости перемещения катодных пятен от температуры катода.

Ключевые слова: плазма, вакуумно-дуговой разряд, катодное пятно, покрытие.

УДК 669.28:519/87

А. С. Петрищев

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ОКАЛИНЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Выполнена разработка и оптимизация многофункциональной системы зависимостей технико-экономических показателей металлизации окалины быстрорежущих сталей. Определены и исследованы оптимальные области технико-экономических показателей и расходных коэффициентов, в результате чего выявлена возможность повышения качества полученного материала с наиболее выгодным содержанием легирующих элементов в нем и снижение себестоимости выплавки стали с его использованием.

Ключевые слова: техногенные отходы, легирование, сталь, легирующие элементы, математическая модель, технико-экономические показатели.

Введение

Известно, что более 80 % [1], а по данным работы [2], около 95 % тугоплавких редких металлов используется для легирования стали. С этой точки зрения наиболее материалоемким классом являются легированные инструментальные и быстрорежущие стали. Установлено, что степень использования легирующих элементов в порошковом производстве быстрорежу-

щих сталей не превышает 80 %, а в процессе выплавки быстрорежущей стали в открытых дуговых печах этот показатель значительно меньше, так как выход годного находится на уровне 36–42 %. Основную долю отходов составляют обреза, окалина, пыль силового шлифования товарных заготовок, циклонная пыль и некондиционный порошок. При введении в жидкую ванную мелкодисперсных отходов без предваритель-

ной подготовки угар редких металлов достигает 40 %, а с окалиной при производстве мелкосортных товарных заготовок в лучшем случае теряется 12 % от объемов производимой продукции [3]. Утилизация является резервом снижения их себестоимости [4, 5].

Украина не имеет собственной минерально-сырьевой базы для производства легирующих материалов на основе редких и тугоплавких элементов. Потребность у них удовлетворяется импортными поставками с ближнего и дальнего зарубежья. Особенно эта проблема обострилась в последние года в связи со стремительным ростом цен на них на мировом рынке потребления [6]. Поэтому разработка отечественных ресурсо- и энергосберегающих технологий молибден- и вольфрамсодержащих сплавов и лигатур, тем более с параллельной утилизацией немобильных отходов (окалина быстрорежущих сталей) представляет не только научный, но, прежде всего, практический промышленный интерес [7].

Комплекс исследований и результат внедрения технологий предварительной подготовки техногенных отходов с получением на их основе нетрадиционных легирующих и раскисляющих материалов [7, 8] и последующим использованием при выплавке инструментальных и быстрорежущих сталей позволили установить ряд закономерностей. Выявлено, что наибольшую сложность при возврате в сталеплавильное производство создает группа металлооксидных и мелкодисперсных отходов, отличающихся формой присутствия ведущих легирующих элементов, развитой поверхностью реагирования и высокой степенью загрязнения сопутствующими вредными примесями.

В случае использования мелкодисперсных оксидных отходов, не загрязненных сопутствующими примесями серы и фосфора, экономически целесообразна металлизация в гетерогенной системе без появления жидких фаз [1, 9].

Цель работы – разработка технологии получения металлизированной окалины быстрорежущих сталей и ее использование при выплавке стали, а конкретные задачи данного этапа исследований состояли в построении и оптимизации многофункциональной модели системы зависимостей технико-экономических показателей металлизации окалины быстрорежущих сталей.

Материалы и методика проведения исследований

В работе были использованы материалы активного промышленного эксперимента металлизации окалины быстрорежущих сталей и применение полученного материала для легирования специальных сталей.

Задача комплексного легирования с одновременной утилизацией металлургических отходов достигается тем, что шихта включает окалину быстрорежущих сталей (Р6АМ5, Р6М5К5, Р6М5Ф3) с углеродным восстановителем с добавлением молибденового, соответственно ТУ 14-5-88-77, и вольфрамового, соот-

ветственно ГОСТ 213-83, оксидных концентратов.

С целью достижения оптимальных свойств целевого продукта с учетом комплексного влияния состава шихты на экономии от использования металлизированного сырья для легирования сталей использовался регрессионный анализ [10].

Теория и анализ полученных результатов

Факторы, которые исследовались в работе, занесены в таблицу 1.

Исследована взаимосвязь процессов и экспериментально построена функциональная зависимость, что позволило с некоторой достоверностью использовать ее в планировании ожидаемых технико-экономических показателей. Общее снижение себестоимости, которое зависит от многих факторов, можно описать с помощью нелинейной множественной регрессии. Оценки коэффициентов регрессионной модели находим с помощью МНК (метода наименьших квадратов) в матричной форме. В результате была получена математическая модель, которая имеет следующий вид:

$$y = -26,3984 - 0,0011(x_1)^2 + 4,1362 \ln x_2 + 1,13 \cdot 10^{-9}(x_3)^3 - 0,2629 \ln x_4 + 0,2117 x_5, \quad (1)$$

где y – повышение степени усвоения легирующих элементов, %; x_1 – массовое соотношение окалины и концентратов Мо и W; x_2 – скорость нагрева шихты, °С/мин; x_3 – температура нагрева шихты, °С; x_4 – время выдержки шихты при температуре тепловой обработки, ч; x_5 – степень восстановления оксидов металлов, %.

При построении структуры регрессии, с одной стороны, нужно включить в регрессию все факторы, которые имеют существенное статистическое влияние на показатель, а с другой стороны, нужно, чтобы было выполнено условие линейной независимости между факторами, то есть отсутствие мультиколлинеарности для эффективного применения МНК. Методом Фаррара-Глобера исследуем в модели (1) присутствие мультиколлинеарности. Проверка по помощи теста χ^2 показала, что с надежностью $p = 0,95$ существует обшая мультиколлинеарность.

Из вида корреляционной матрицы был сделан вывод, при котором между факторами x_2 и x_4 существует тесная связь. Поскольку влияние на показатель y фактора x_2 более значительное ($r_{yx_2} = 0,70$, $r_{yx_4} = 0,68$), то из регрессии исключаем фактор x_4 для устранения мультиколлинеарности.

С учетом преобразований математическая модель приобретает следующий вид:

$$y = -25,6379 - 0,0007(x_1)^2 + 3,8723 \ln x_2 + 3,29 \cdot 10^{-10}(x_3)^3 + 0,2166 x_5, \quad (2)$$

Проверка при помощи теста χ^2 показала, что мультиколлинеарность осталась, но значительно уменьшилась: на 27,6 % в сравнении с предыдущим случаем.

Таблиця 1 – Исследуемые технико-экономические показатели производства металлизированной окалины быстрорежущих сталей

№	Фактор					
	Массовое соотношение окалины и концентратов Мо и W	Скорость нагрева шихты, °C/мин	Температура нагрева шихты, °C	Время выдержки шихты при температуре тепловой обработки, ч	Степень восстановления оксидов металлов, %	Повышение степени усвоения легирующих элементов, %
	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	y
1	36,5	6	1350	7	99,7	3
2	35,75	6	1335	7	99,7	3
3	35	6	1320	7	99,7	3
4	34,2	6,5	1305	6,8	99,55	3
5	33,4	7	1290	6,6	99,4	3
6	33,35	7,5	1285	6,55	99,2	3,25
7	33,3	8	1280	6,5	99	3,5
8	30,15	8	1250	6	98,8	4
9	27	8	1220	5,5	98,6	4,5
10	24,15	8,5	1185	5	98,5	4,5
11	21,3	9	1150	4,5	98,4	4,5
12	18,85	9	1125	3,75	98,35	4,5
13	16,4	9	1100	3	98,3	4,5
14	13,1	9,5	1075	2,75	98,15	4,5
15	9,8	10	1050	2,5	98	4,5
16	7,7	10,5	1025	2,25	97,85	4,5
17	5,6	11	1000	2	97,7	4,5
18	4,25	11,5	975	1,75	97,65	5,25
19	2,9	12	950	1,5	97,6	6
20	2,85	12,5	945	1,45	95,9	5,5
21	2,8	13	940	1,4	94,2	5
22	2,75	13,5	920	1,3	92,15	4,75
23	2,7	14	900	1,2	90,1	4,5
24	2,65	14	875	1,2	88,8	4
25	2,6	14	850	1,2	87,5	3,5

t-тест на значимость коэффициентов регрессии показал, что все параметры регрессии значимые, то есть ни один из факторов нельзя исключить из регрессии.

Согласно проверки при помощи критерия Фишера, полученная модель адекватна статистическим данным ($F = 31,709$, $F_{крит} = 2,87$).

Коэффициенты регрессии с надежностью $p = 0,95$ находятся в таких границах:

$$\begin{aligned}
 -39,6334 < \beta_0 < -11,6424, \\
 -0,0040 < \beta_1 < 0,0027, \\
 0,2111 < \beta_2 < 7,5334, \\
 -3,88 \cdot 10^{-9} < \beta_3 < 4,54 \cdot 10^{-9}, \\
 0,2100 < \beta_5 < 0,2231.
 \end{aligned}$$

Значение «*y*» и доверительные интервалы для регрессии указаны на рис. 1, из которого имеем графическое подтверждение расчетных значений, что полученная модель удовлетворительно соответствует практическим данным.

Для наглядного анализа полученной модели построены три наиболее значимых с практической точки зрения частичные зависимости в виде поверхностей на рис. 2–4 с закреплением некоторых параметров:

$$\begin{aligned}
 y_1 = f(x_1, x_2) - x_3 = 945 \text{ }^\circ\text{C}, x_5 = 95,9 \text{ } \%; \\
 y_2 = f(x_1, x_3) - x_2 = 9,5 \text{ }^\circ\text{C/мин}, x_5 = 95,9 \text{ } \%; \\
 y_3 = f(x_3, x_5) - x_1 = 5,6, x_2 = 10 \text{ }^\circ\text{C/мин}.
 \end{aligned}$$

Проведенная работа позволяет выявить оптимальные области технико-экономических показателей и расходных коэффициентов исходных материалов с дальнейшей оптимизацией технологических параметров и состава шихты и снижением потерь легирующих элементов в процессе восстановления и при выплавке сталей с использованием металлизированного сырья с учетом уже достигнутых результатов данного направления. При этом одновременно учитывается влияние сразу четырех факторов на снижение себестоимости целевого продукта.



Рис. 1. Практические и расчетные значения общего снижения себестоимости с обозначением верхней и нижней границы 95 % доверительной зоны регрессии

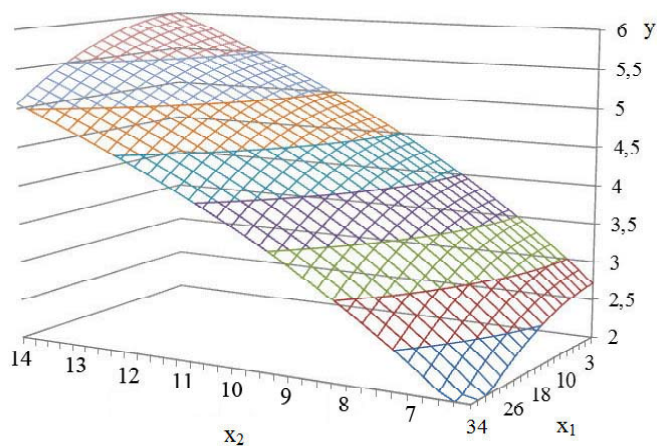


Рис. 2. Зависимость повышения степени усвоения легирующих элементов с использованием металлизированного вторичного сырья (y) от массового соотношения окалины и концентратов Мо и W в шихте (x_1) и скорости нагрева шихты (x_2)

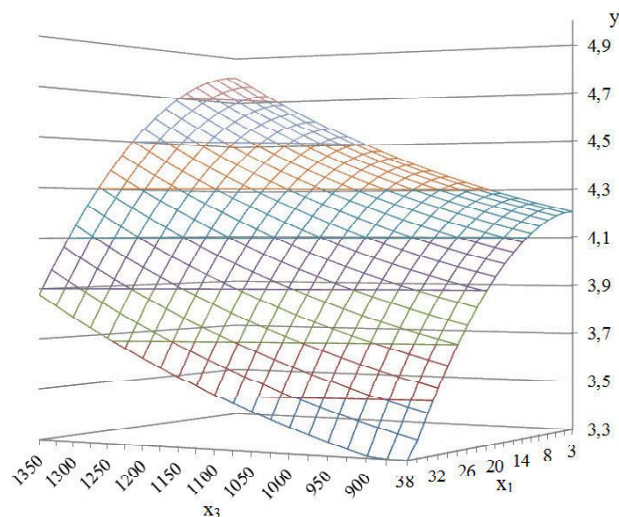


Рис. 3. Зависимость повышения степени усвоения легирующих элементов с использованием металлизированного вторичного сырья (y) от массового соотношения окалины и концентратов Мо и W в шихте (x_1) и температуры нагрева шихты (x_3)

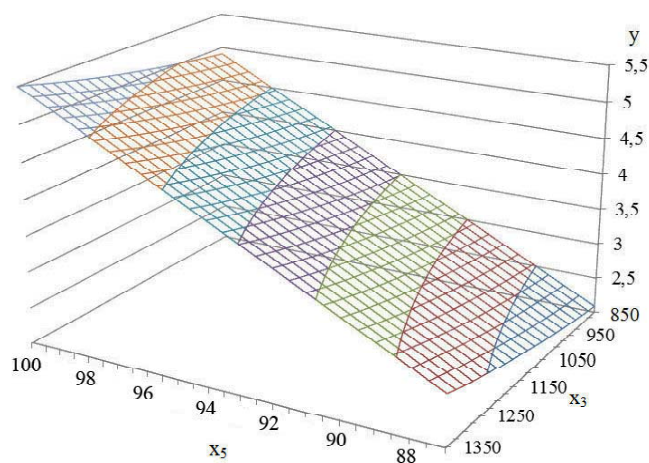


Рис. 4. Зависимость повышения степени усвоения легирующих элементов с использованием металлизированного вторичного сырья (y) от температуры нагрева шихты (x_3) и степени восстановления оксидов металлов (x_5)

С помощью поверхностей, изображенных на рис. 2–4, возможно визуально проследить комплексное влияние факторов и высчитать оптимальные условия для повышения экономии при выплавке стали. Исходя из анализа построенной модели, для обеспечения высокого качества металлизированной окалины с наиболее выгодным содержимым легирующих элементов в ней, что дает значительное снижение себестоимости выплавки стали, оптимальные области технико-экономических показателей принимают следующие значения (табл. 2).

Установленная высокая технико-экономическая эффективность использования исследуемого легирующего материала при выплавке быстрорежущих сталей.

Таблица 2 – Оптимальные области исследуемых технико-экономических показателей получения и использования металлизированной окалины быстрорежущих сталей с добавлением молибденового и вольфрамового оксидных концентратов (x_1, x_2, x_3, x_5)

Границы оптимальных значений факторов	Массовое соотношение окалины и концентратов Мо и W	Скорость нагрева шихты, °С/мин	Температура нагрева шихты, °С	Степень восстановления оксидов металлов, %
	x_1	x_2	x_3	x_5
Min	2,7	9	1100	94
Max	9,8	13	1280	98

Выводы

Построенная математическая модель позволила установить и исследовать оптимальные области технико-экономических показателей и расходных коэффициентов, в результате чего выявлена возможность повышения качества металлизированной окалины быстрорежущих сталей с наиболее выгодным содержимым легирующих элементов в ней и повышения степени усвоения легирующих элементов с использованием металлизированного вторичного сырья. Оптимальное массовое соотношение окалины и концентратов Мо и W в шихте находится в пределах 2,7...9,8, скорость нагрева шихты – 9...13 °С/мин, температура нагрева шихты – 1100...1280 °С, степень восстановления оксидов металлов – 94–98 %, что позволило оптимизировать параметры расходных коэффициентов. Значительная экономия ценных легирующих элементов при выплавке быстрорежущих сталей с применением исследуемого металлизированного сырья подтверждает инновационную целесообразность производства нового легирующего материала в Украине и его использование в металлургии специальных сталей.

Список литературы

1. Гасик М. И. Теория и технология производства ферросплавов / Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. – М. : Металлургия. – 1988. – 784 с.
2. Рысс М. А. Производство ферросплавов. – М. : Металлургия, 1975. – 272 с.
3. Григорьев С. М. Извлечение тугоплавких элементов из

При завалке брикетов из металлизированной окалины россыпью и в капсулах в количестве 150–320 кг/т усвоение легирующих элементов было (в среднем, % масс.): Cr – 95,3; W – 97,9; Mo – 96,7 соответственно. Наблюдалось некоторое повышенное шлакообразование для переплавленного способа получения порошковой быстрорежущей стали, однако в пределах требований технологической инструкции. Повышенное относительно завалки брикетов россыпью усвоение легирующих элементов при введении их в капсулах связано со снижением окислительного потенциала в связи с понижением прямого контакта брикетов с окислительной средой печи [7].

- окалины быстрорежущей стали / Григорьев С. М. // Сталь. – 1994. – № 3. – С. 63–66.
4. 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.
5. Григор'єв С. М. Оптимізація показників економіко-математичної моделі виробництва сплаву для легування та розкиснення швидкорізальних сталей / Григор'єв С. М., Петрищев А. С. // Держава та регіони. – Запоріжжя : КПУ. – 2011. – № 1. – С. 39–43.
6. Керкхофф Х. Ю. Взрыв цен на сырье – угроза экономическому подъему / Х. Ю. Керкхофф // Черные металлы. – 2010. – № 10. – С. 61–66.
7. Григорьев С. М. Особенности фазовых и структурных превращений при металлизации окалины быстрорежущей стали / Григорьев С. М., Петрищев А. С. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. – № 1. – С. 31–35.
8. Григорьев С. М. Оптимизация технологических параметров получения и использования сплавов для легирования и раскисления быстрорежущих сталей / Григорьев С. М., Петрищев А. С. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 61–66.
9. Восстановление железа из железуглеродистых брикетов при плавке стали в дуговых электропечах / [Ахметов А. Б., Байсанов С. О., Ахтанова Р. Ш. и др.] // Сталь. – 2007. – № 8. – С. 39–42.
10. Лук'яненко І. Г. Економетрика / Лук'яненко І. Г., Краснікова Л. І. – К. : Товариство «Знання», КОО, 1998. – 494 с.

Одержано 29.09.2011

Петрищев А.С. Оптимізація техніко-економічних показників технології металізації окалини швидкорізальних сталей

Виконано розробку та оптимізацію багатфункціональної системи залежностей техніко-економічних показників металізації окалини швидкорізальних сталей. Знайдено та досліджено оптимальні області техніко-економічних показників та витратних коефіцієнтів, у результаті чого виявлено можливість підвищення якості одержаної сировини з найбільш вигідним вмістом легувальних елементів у ній та зниження собівартості виплавки сталі з його використанням.

Ключові слова: *техніко-економічні показники, техногенні відходи, легування, сталь, математична модель, собівартість, легувальні елементи.*

Petryshchev A. Optimization of technical and economic indexes of fast-cutting steels scale metallization technologies

Development and optimisation of multipurpose system dependences of technical-and-economic indexes of scale of fast-cutting steels metallization was made. Optimum areas of technical-and-economic indexes and account factors and therefore possibility of improvement in quality of the received raw materials with the most favourable contents of alloying elements in it and lowerings steel smelting cost price with its use was discovered and examined.

Key words: *technical-and-economic indexes, technogenic waste, alloying, steel, mathematical model, cost price, alloying elements.*

УДК 669.14.018.025

Д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецький¹, канд. техн. наук О. В. Нестеров¹,
д-р техн. наук С. І. Гоменюк², канд. техн. наук С. М. Гребенюк²

¹ Національний технічний університет, ² Національний університет;
м. Запоріжжя

АНАЛІТИЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ ЙОННОГО АЗОТУВАННЯ МАЛОВУГЛЕЦЕВОЇ НЕІРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ НА ПОКАЗНИКИ ЇЇ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ

Проведено кількісний аналіз результатів йонно-плазмового азотування зразків (твердість та ширина поверхневого шару) феритних хромових сталей з метою подальшої оптимізації технології використовуваного процесу хіміко-технічної обробки.

Ключові слова: *азотований шар, йонно-плазмовий процес, дифузійне насичення, хромовая сталь, поліноми залежностей.*

Для виготовлення виробів для згорання різних видів палив та систем випуску відпрацьованих газів у світовій практиці пропонується ряд листових матеріалів: високохромисті феритні сталі типу 08X18T1, 15X25T, металокомпозитні матеріали, зокрема алюміновані конструкційні вуглецеві сталі. Але світовий досвід розробки матеріалів для використання у техніці показує, що з метою підвищення конкурентоздатності є можливість виробництва економнолегованих листових сталей, хімічний склад, структура і комплекс властивостей яких відповідає суто умовам експлуатації таких виробів і систем. Наприклад, у Японії і Німеччині розроблені низь-

ковуглецеві хромисті сталі типу YUS-409D, WRN 4512, які додатково леговані алюмінієм, азотом і титаном, що дозволило знизити вміст хрому до 10–12 %. Ці сталі широко використовуються для виготовлення систем випуску відпрацьованих газів автомобілів.

Для отримання підвищення корозійностійкості маловуглецевої феритної сталі, наприклад з 8 % (мас.) хрому, яка була б здатна забезпечити ресурс експлуатації виробів, не менший за світові аналоги, нами було проведено дослідження можливостей зміни стану поверхні виробів шляхом йонного азотування в атмосфері тліючого розряду маловуглецевої сталі з саме таким вмістом хрому.

Азотування отриманих зразків проводили на установці ИОН-20-И2 фірми «ЭФТОМ-ИОН» (Болгарія). Як насичувальний газ використовували аміак. Температуру азотування та тиск аміаку варіювали в границях від 500 до 580 °С і від 3 до 5,5 mbar відповідно. Витримка зразків при йонному азотуванні становила в середньому 4 год.

Для визначення оптимальних технологічних параметрів процесу при отриманні азотованих шарів з γ' та ϵ - фазами у складі структури були розроблені математичні (загальний та лінійні) плани експериментів, які б ураховували співвідношення температур, тисків насичувального газу та часи витримки.

Загальна математична обробка результатів дослідження режимів йонного азотування

Для такої обробки скористалися методом найменших квадратів, який дозволяє, окрім надання потрібної інформації, ще й усунути деякі неточності самих експериментальних досліджень. Враховуючи, що досліджувані величини в нашому випадку залежать від трьох вказаних вище чинників, надамо ці залежності у вигляді моделей другого порядку:

 (1)

 (2)

Таблиця 1 – Глибина легування

Температура T , °С	Тривалість t , год	Тиск p , mbar	Глибина поверхневого легування h , мкм
580	2	3	55
580	2	5,5	70
580	6	5,5	100
500	6	3	110
500	2	5,5	25
540	4	4,25	150
500	6	5,5	20
520	2	6	25
540	4	4,3	150
580	6	3	150
620	10	7	150
640	12	8	200
480	10	7	15
460	12	8	10

Таблиця 2 – Твердість матеріалу

Температура T , °С	Тривалість t , год	Тиск p , mbar	Твердість, НВ
1	2	3	4
580	2	3	873,5
580	2	5,5	927
580	6	5,5	873,5
500	6	3	832
500	2	5,5	1340,5
540	4	4,25	911,5
500	6	5,5	1739,5
520	2	6	1034
540	4	4,3	908,5
580	6	3	890
540	4	4,25	908

де $a_0, a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6, a_7, a_8$,

$b_0, b_1, b_2, b_3, b_4, b_5, b_6, b_7, b_8$ – невідомі постійні коефіцієнти.

Після застосування традиційної процедури методу найменших квадратів, користуючись таблицями 1 та 2, отримуємо такі залежності з числовими коефіцієнтами:

$$\text{[Blank area for equation (3)]} \quad (3)$$

$$\text{[Blank area for equation (4)]} \quad (4)$$

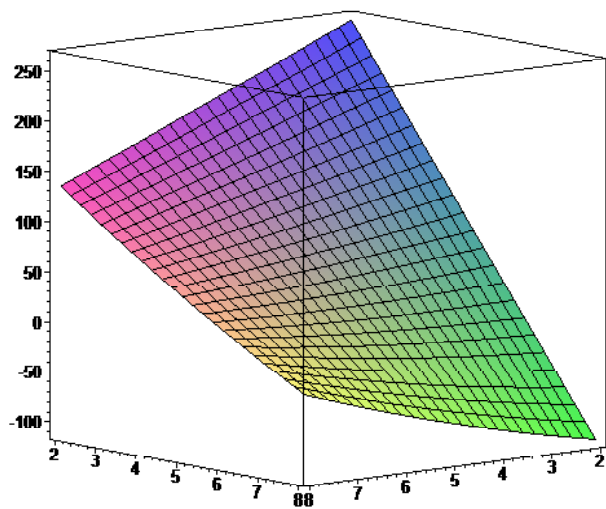


Рис. 1.1. Залежність для глибини легування при $T = 500$ °C

Графічні залежності показані на рисунках 1.4–1.9 (для глибини легування) і на рис. 2.10–2.15 – для твердості матеріалу. Ці залежності становлять повну інформаційну картину щодо впливу на цільові функції, задані в чотиривимірному просторі з урахуванням парних факторів впливу у тривимірних перерізах відповідних гіперповерхонь. Оскільки такого роду інформація є дуже загальною (хоча насиченою і цікавою), в подальшому було вирішено перейти до лінійних моделей з наперед вибраними центрами ортогональних планів для знаходження шляхом руху за градієнтом максимальних змін чинників технологічного процесу йонного азотування (факторів впливу) для оптимізації останнього.

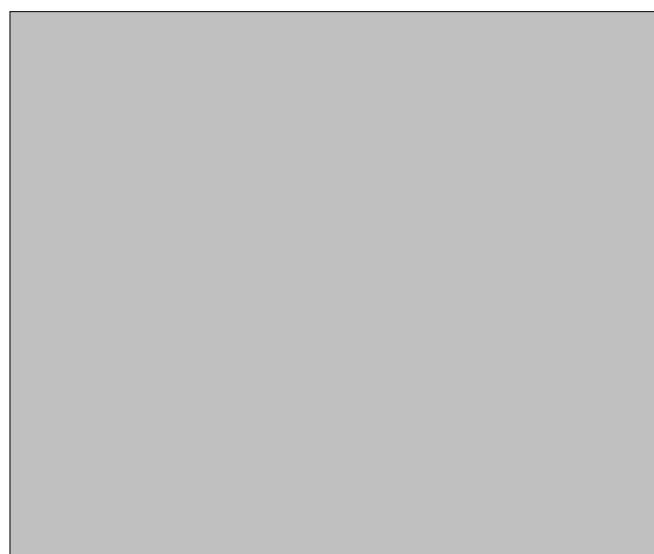


Рис. 1.2. Залежність для глибини легування при $T = 600$ °C

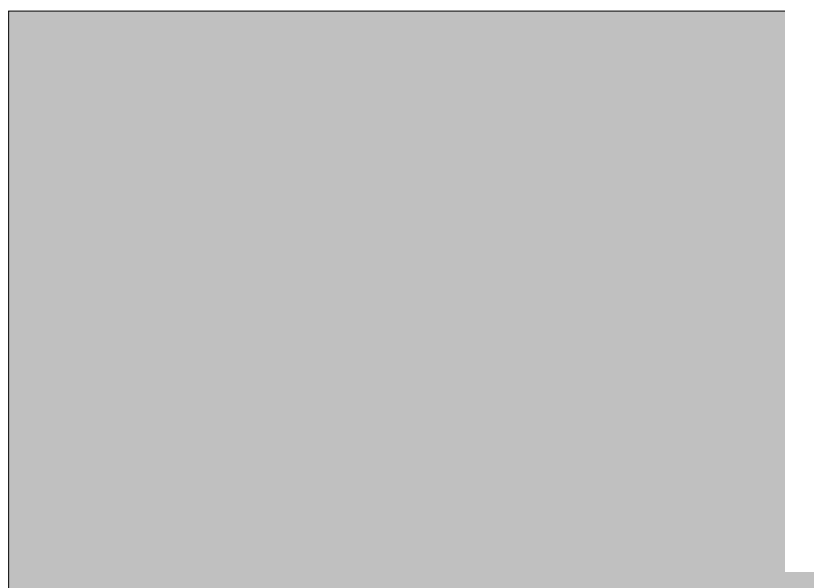


Рис. 1.3. Залежність для глибини легування при $t = 2$ год

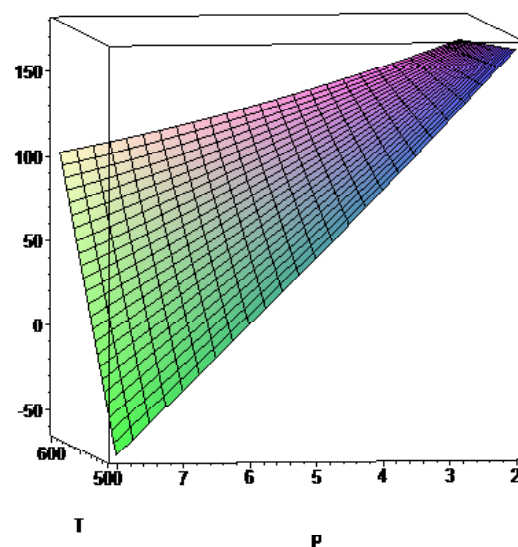


Рис. 1.4. Залежність для глибини легування при $t = 6$ год

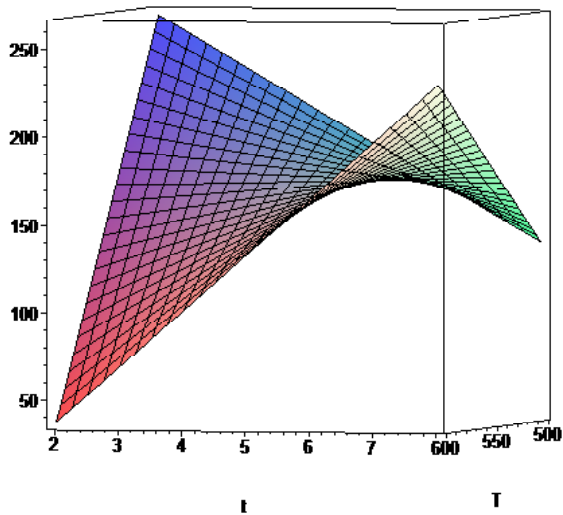


Рис. 1.5. Залежність для глибини легування при $p = 2$ mbar

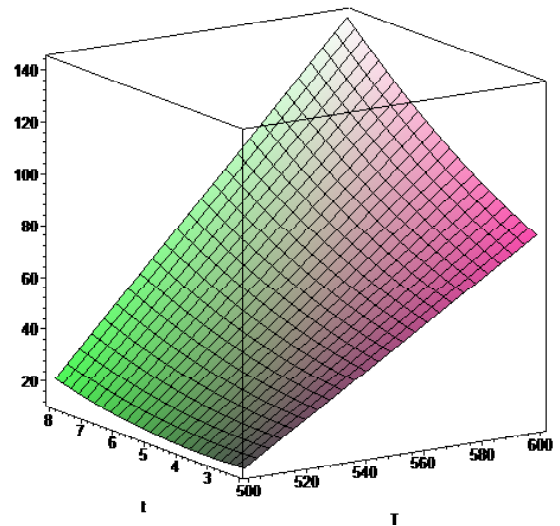


Рис. 1.6. Залежність для глибини легування при $p = 6$ mbar

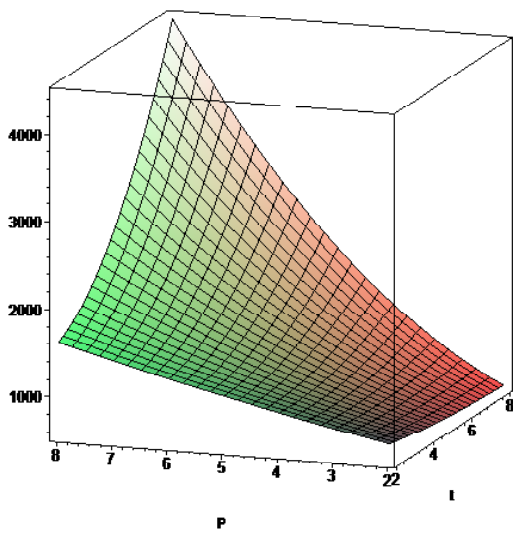


Рис. 2.1. Залежність для твердості при $T = 500$ °C

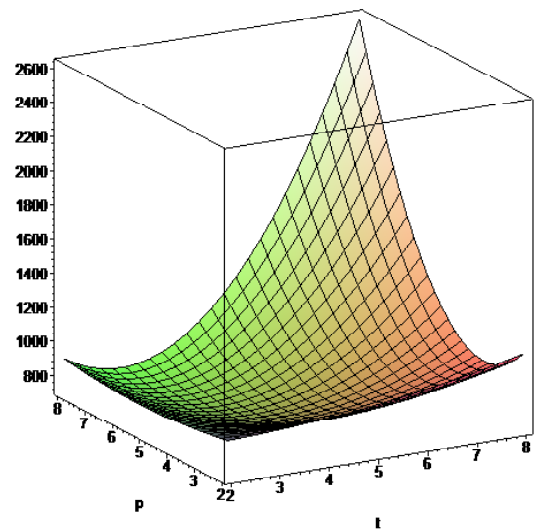


Рис. 2.2. Залежність для твердості при $T = 600$ °C

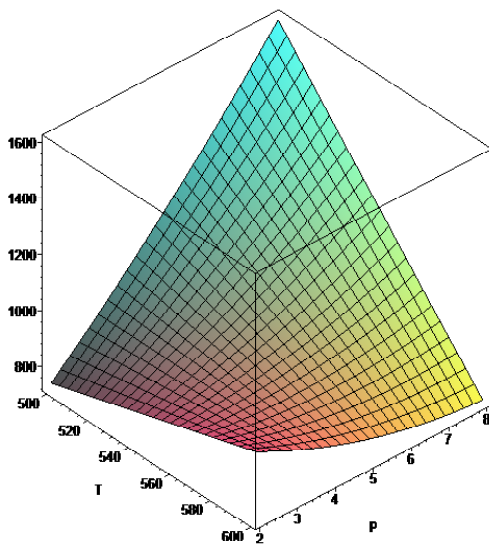


Рис. 2.3. Залежність для твердості при $t = 2$ г

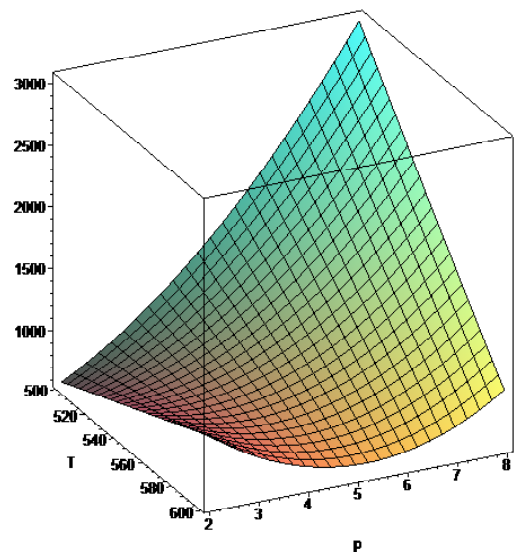


Рис. 2.4. Залежність для твердості при $t = 6$ г

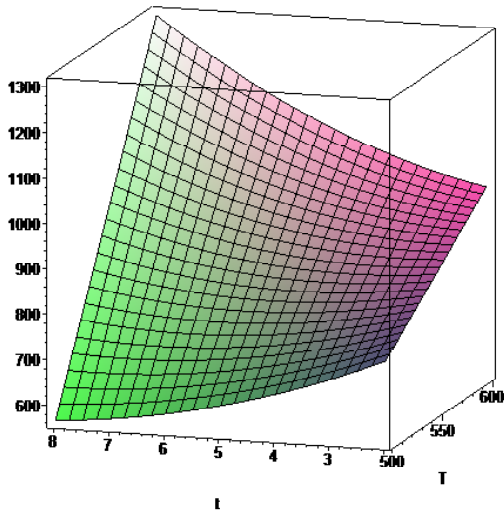


Рис. 2.5. Залежність для твердості при $p = 2$ mbar

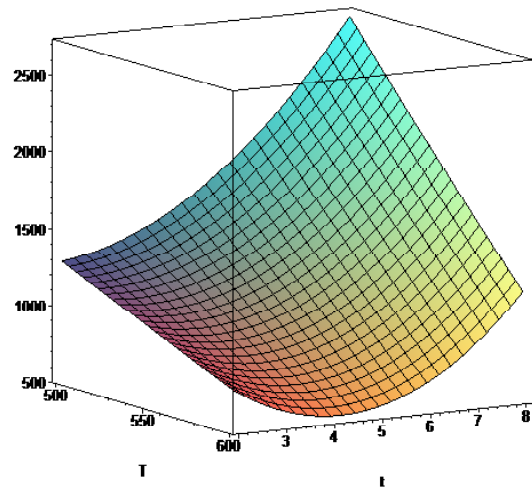


Рис. 2.6. Залежність для твердості при $p = 6$ mbar

Для цього складемо загальну матрицю планування (табл. 3) та як приклад загальну таблицю факторів впливу (табл. 4) для розрахунків глибини азотованого шару та його твердості). Багатофакторну лінійну модель у кодованих координатах спочатку задали співвідношенням

$$y = b_0x_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3. \quad (5)$$

де b_0, b_1, b_2, b_3 – кутові коефіцієнти моделі.

Чисельні значення кутових коефіцієнтів моделі для глибини азотованого шару без урахування подвійних факторів впливу були визначені у цьому випадку за формулами:

$$b_i = \frac{y_i - y_0}{x_i - x_0} \quad (6)$$

де y_i – i -ті експериментальні значення глибини азо-

Таблиця 3 – Зміна температури, часу витримки та тиску при азотуванні

--	--	--	--	--	--	--	--	--

Таблиця 4 – Загальна таблиця факторів впливу та результатів дослідження з урахуванням подвійних факторів впливу

Номер досліджу	x_1	x_2	x_3	$x_1 x_2$	$x_2 x_3$	$x_1 x_3$	h , мкм (y^{EK})	HV, мкм (y^{EK})
1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	25	795
2	+1	-1	+1	-1	-1	+1	70	927
3	-1	+1	+1	-1	+1	-1	20	909
4	+1	+1	+1	+1	+1	+1	100	874
5	-1	-1	-1	+1	+1	+1	25	1147
6	+1	-1	-1	-1	+1	-1	55	874
7	-1	+1	-1	-1	-1	+1	110	832
8	+1	+1	-1	+1	-1	-1	150	890

Аналогічна ситуація має місце і у випадку лінійної регресії для HV.

Подальші результати досліджень підтвердили логіку розрахунків. При всіх режимах йонного азотування спостерігалась явно виражена дифузійна зона з твердістю, що значно відрізнялася від твердості основного матеріалу ($HV_{0,05}$ 250–300). Так, поверхня зразків, які були азотовані на γ' -фазу, мала твердість $HV_{0,05}$ 800–870 при глибині азотованого шару 70–120 мкм. Поверхня інших зразків, що були азотовані на ϵ - фазу, мала твердість $HV_{0,05}$ 900–1100 при глибині азотованого шару 20–60 мкм.

Отримання дифузійної нітридної зони будь-якого складу позитивно впливає на підвищення корозійної

стійкості. Дифузійна зона з ϵ - фазою значно підвищує зносостійкість поверхні, але при динамічних навантаженнях можливі сколи азотованого шару. Тому оптимальним сполученням у складі йонно-азотованого шару вважається суміш γ' + ϵ -фаз, яку було отримано на трьох зразках дослідної сталі за режимом: температура 540 °С, тривалість ~ 4 год, тиск аміаку ~ 4 mbar.

Список літератури

1. Ольшанецкий В. Е. О физических подходах к математическому моделированию функциональных связей / В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2003. – № 1. – С. 80–86.

Одержано 27.04.2012

Ольшанецкий В.Е., Нестеров А.В., Гоменюк С.И., Гребенюк С.Н. Аналитическое исследование влияния технологических факторов ионно-плазменного азотирования малоуглеродистой нержавеющей стали и показатели ее поверхностного слоя

Проведен количественный анализ результатов ионно-плазменного азотирования образцов (твердость и ширина полученного поверхностного слоя) ферритных хромистых сталей с целью последующей оптимизации технологии используемого процесса химико-термической обработки.

Ключевые слова: азотированный слой, ионно-плазменный процесс, диффузионное насыщение, хромистая сталь, полиномы зависимостей.

Ol'shanetskiy V., Nesterov A., Gomenyuk S., Grebenyuk S. Analytical research of ion-plasma nitriding technological factors influence of low carbon stainless steel and indicators of its surface layer

Quantitative analysis of samples ion-plasma nitriding (hardness and width of the resulting surface layer) of ferritic chromium steels for the purpose of optimizing technology process using chemical and thermal treatment was done.

Key words: nitrided layer, ion-plasma process, diffusion saturation, chromium steel, dependency polynomials.

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 004.021:539.3

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, Т. А. Миняйло, Д. Н. Колесник
Государственная инженерная академия, г. Запорожье

УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫЙ МЕТОД ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ ДЛЯ РАСЧЕТА ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СТЕРЖНЕВЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Ранее рассмотренный метод расчета пространственных стержневых конструкций улучшен с целью повышения быстродействия алгоритма, уменьшения числа итераций и времени выполнения. Разработана и применена новая методика для нахождения промежуточного положения подвижных вершин.

Ключевые слова: стержневые конструкции, пространственные конструкции, нелинейные системы, метод последовательных перемещений, использование ЭВМ, быстродействие, алгоритмы.

Введение

В работе [1] представлен метод последовательных перемещений для расчета плоских стержневых систем. Этот метод позволяет решать как линейные, так и нелинейные задачи расчета таких систем. В работе [2] предложенный метод был расширен для решения пространственных задач.

Данная работа является продолжением работ [1, 2] с целью улучшения предложенного в них метода. Ранее была предложена новая методика, реализующая плоские случаи решения задачи, применим ее и для пространственного варианта стержневых систем. Усовершенствованный метод позволяет существенно уменьшить количество итераций и сократить время расчета конструкции, а также улучшить надежность алгоритма вычислений.

Случай одноярусных конструкций, состоящих из произвольного количества стержней

Рассмотрим пространственную стержневую систему, изображенную на рис. 1.

Начальные координаты узлов будут:

$$\begin{matrix} \text{[Blank Box]} \\ \end{matrix} \quad (1)$$

Пусть система находится в произвольном положении, отвечающем некоторому смещению узла B вдоль осей координат:

$$\text{[Blank Box]} \quad (2)$$

Начальные длины стержней равны:

$$\text{[Blank Box]} \quad (3)$$

Координаты узла B в произвольном положении:

$$\text{[Blank Box]} \quad (4)$$

Длины стержней при произвольном положении узла B равны:

$$\text{[Blank Box]} \quad (5)$$

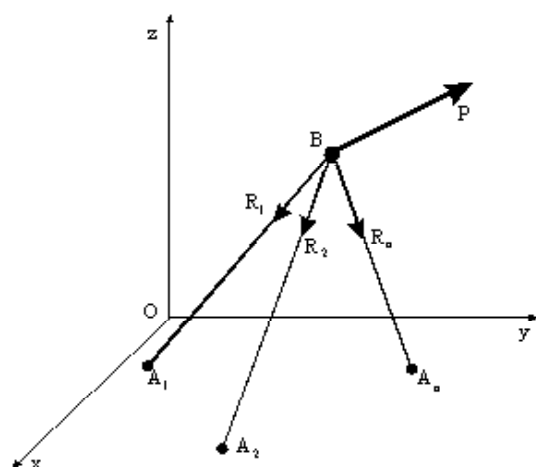


Рис. 1. Система из n стержней

Обозначим углы между стержнем номер i и соответствующей осью координат через

$$\alpha_i, \beta_i$$

Тогда косинусы и синусы этих углов будут равны соответственно:

$$\begin{cases} \cos \alpha_i = \frac{x_i}{L_i} \\ \cos \beta_i = \frac{y_i}{L_i} \end{cases} \quad (6)$$

Абсолютные деформации стержней равны:

$$\Delta L_i = \frac{F_i L_i}{E_i F_i} \quad (7)$$

Для реакций стержней имеем:

$$R_i = \frac{F_i \Delta L_i}{L_i} \quad (8)$$

где

$$R_i = \frac{F_i \Delta L_i}{L_i} \quad (9)$$

где E_i – модуль упругости материала стержня номер i ;

F_i – площадь поперечного сечения стержня номер i .

Пусть теперь из положения со смещением (2) узел B получит дополнительное смещение:

$$\Delta u_B \quad (10)$$

Составим уравнения равновесия узла B с учетом этого дополнительного смещения в линейной постановке. Дополнительные деформации стержней, вызванные смещениями (10), будут:

$$\Delta L_i = \frac{\Delta u_B \cos \alpha_i}{L_i} \quad (11)$$

Вызванные этими смещениями реакции равны:

$$R_i = \frac{F_i \Delta L_i}{L_i} \quad (12)$$

Складывая реакции (8) и (12) получаем уравнения равновесия:

$$\begin{cases} \sum R_i \cos \alpha_i + R_B \cos \alpha_B = 0 \\ \sum R_i \sin \alpha_i + R_B \sin \alpha_B = 0 \end{cases} \quad (13)$$

Подставляя в (13) выражения (12) с учетом (11) получаем:

$$\begin{cases} \sum \frac{F_i \Delta L_i \cos \alpha_i}{L_i} + R_B \cos \alpha_B = 0 \\ \sum \frac{F_i \Delta L_i \sin \alpha_i}{L_i} + R_B \sin \alpha_B = 0 \end{cases}$$

где

$$\Delta L_i = \frac{F_i \Delta u_B \cos \alpha_i}{L_i} \quad (15)$$

Решая систему уравнений (14) находим новое перемещение узла B :

$$\Delta u_B = \dots \quad (16)$$

После этого выкладки повторяются, начиная с (4). Условием окончания циклического процесса можно взять:

$$\Delta u_B \leq \epsilon \quad (17)$$

где ϵ – заданная относительная погрешность.

Однако описанный алгоритм действителен не всегда. Возможны случаи, когда определитель систем уравнений равен или близок к нулю, что характерно, например, для потери устойчивости системы. В таких случаях рекомендуется заменить поиск смещений u_B, v_B формулами, которые применялись в методе последовательных перемещений:

$$u_B = \gamma \frac{R_B}{K_B} \quad (18)$$

где γ – коэффициент пропорциональности, который равен меньшей из величин, обратных жесткостям:

$$\gamma = \min \left\{ \frac{1}{K_B}, \frac{1}{K_{i1}}, \frac{1}{K_{i2}} \right\} \quad (19)$$

Однако и при неравном нулю определителе может оказаться, что перемещения u_B, v_B, w_B слишком велики, что противоречит условиям составления линейной системы уравнений (14), т. е. предположениям о малости данных перемещений. Для того, чтобы не допустить этого, зададим какие-то максимальные значения перемещений:

$$\text{[Redacted]} \quad (20)$$

Если выясняется, что $u_B > u_{\max}$, то выполняем замены:

$$\text{[Redacted]} \quad (21)$$

При этом вектор перемещения узла В сохраняет свое направление, но перемещение u_B уже не превосходит заданного максимального значения (равно ему). После этого для вновь полученных значений перемещений выполняем аналогичную проверку для второго перемещения: При $v_B > v_{\max}$ выполняем замены:

$$\text{[Redacted]} \quad (22)$$

Если, после этого, будет $w_B > w_{\max}$, то выполняем также замены:

$$\text{[Redacted]} \quad (23)$$

Таким образом, теперь обеспечиваются достаточно малые значения линейных перемещений узла с сохранением его направления.

На рис. 2 и 3 приведены графические результаты решения задач о вертикальной нагрузке системы из трех стержней для линейного случая (небольшой нагрузки) и случая, который характеризуется потерей устойчивости.

Усовершенствованный метод последовательных перемещений для произвольных конструкций

Рассмотренный метод применяется и для конструкции произвольной степени сложности, имеющей много подвижных узлов. В таком случае метод решения аналогичен используемому для конструкции с одним подвижным узлом. На одном шаге вычислений предполагается, что конструкция имеет лишь один подвижный узел, все остальные закреплены. Решаем задачу приведенным выше способом для данного узла и переходим к следующему. Итерационный процесс продолжаем до тех пор, пока не выполнится условие (17) для всех узлов одновременно.

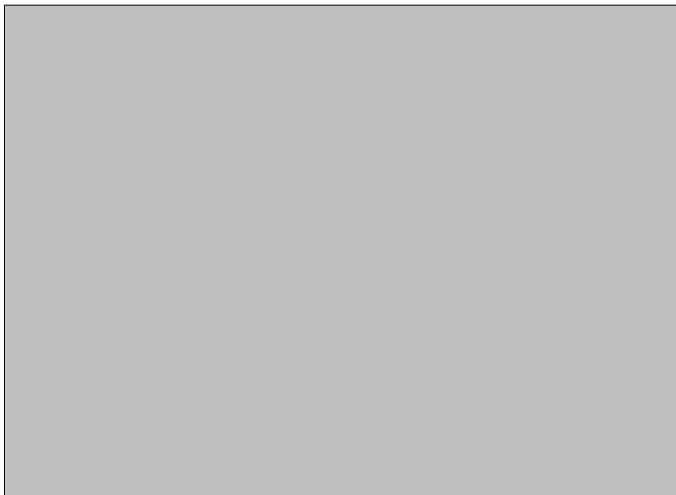


Рис. 2. Расчет конструкции усовершенствованным методом последовательных перемещений при небольшой нагрузке на узел

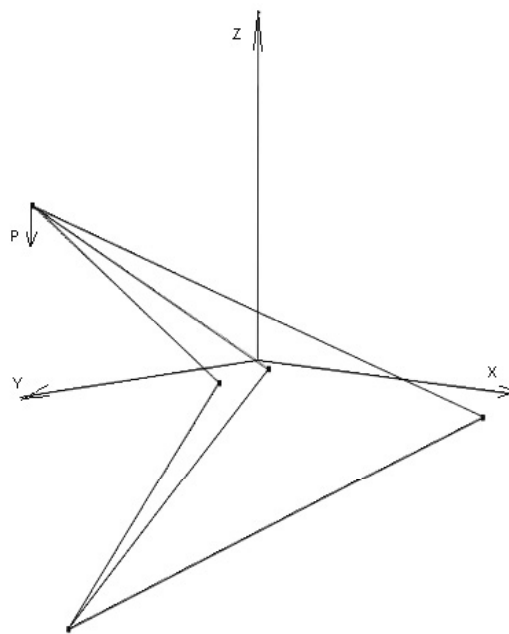


Рис. 3 Расчет конструкции усовершенствованным методом последовательных перемещений (потеря устойчивости)

И в этом случае усовершенствованный подход позволяет сократить количество итераций и затрачиваемое время для выполнения расчетов.

На рис. 4 приведен графический результат расчета двухъярусной конструкции под действием вертикальной нагрузки.

Результаты сравнительной характеристики основных параметров метода последовательных перемещений и усовершенствованного варианта для пространственных стержневых конструкций приведены в табл. 1. В качестве основных параметров, определяющих трудоемкость работы метода, были выбраны количество итерационных шагов и времени, необходимых для выполнения расчета.

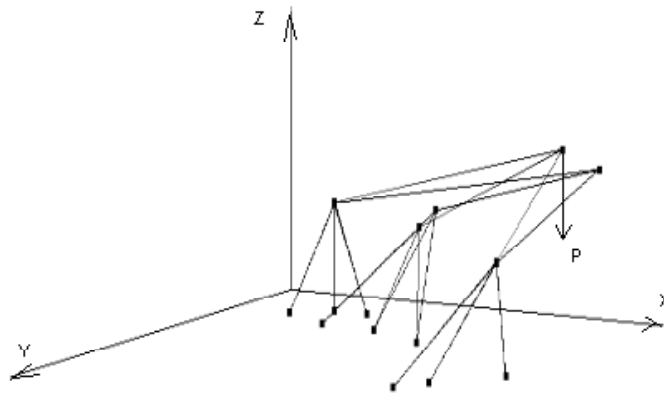


Рис. 4. Расчет методом последовательных перемещений

Таблица 1 – Сравнительная характеристика параметров метода последовательных перемещений и усовершенствованного варианта для пространственных стержневых конструкций

№	Количество стержней	Метод последовательных перемещений		Усовершенствованный метод последовательных перемещений	
		Количество итераций	Время расчета, с	Количество итераций	Время расчета, с
1	2 (одноуровневая)	175	0,0027537	110	0,0017155
2	3 (одноуровневая)	16032	0,0446252	8739	0,0355393
3	6 (двухуровневая)	3579	0,0294479	1810	0,0265602
4	12 (двухуровневая)	1928	0,0260890	1023	0,0725626

Таким образом, применение усовершенствованного метода последовательных перемещений позволяет существенно сократить количество итераций, необходимых для расчета пространственной конструкции, однако сокращение времени расчета незначительное, что можно объяснить составлением и решением СЛАУ на каждом шаге применения метода.

Выводы

Представленный в [2] метод расчета стержневых конструкций усовершенствован путем применения нового подхода к решению поставленной задачи, что позволило сократить число итераций и времени выполнения расчета, а также увеличить надежность метода и его точность. Полученные результаты позволяют применять метод последовательных перемещений

как для решения сложных пространственных конструкций (ферм, арок), так и для решения задач теоретической механики и механики сплошной среды.

Список литературы

1. Шамровський О. Д. Метод последовательных приближений для расчета стержневых систем / О. Д. Шамровський, А. І. Безверхий, В. В. Кривуляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2008. – № 2. – С. 110–118.
2. Шамровський О. Д. Расчет стержневых конструкций методом последовательных перемещений с учетом геометрической нелинейности / О. Д. Шамровський, Д. М. Колесник, Ю. О. Лимаренко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2009. – № 1. – С. 78–85.

Одержано 17.06.2011

Шамровський О.Д., Міняйло Т.О., Колесник Д.М. Удосконалений метод послідовних переміщень для розрахунку просторових стержневих конструкцій

Раніше розглянутий метод розрахунку просторових стержневих конструкцій вдосконалено з метою підвищення швидкості алгоритму, зменшення кількості ітерацій та часу виконання. Розроблена та застосована нова методика для розрахунку проміжного положення рухомих вершин.

Ключові слова: стержневі конструкції, просторові конструкції, нелінійні системи, метод послідовних переміщень, використання ЕОМ, швидкодія, алгоритми.

Shamrovskiy A., Minyajlo T., Kolesnik D. Improved method of successive approximations for spatial beam structures calculation

The previous method of spatial beam structures calculation has been improved in order to increase algorithm speed, reduce number of iterations and execution time. A new method of finding mobile nodes' intermediate positions has been developed and used.

Key words: beam structures, surface structures, nonlinear systems, method of successive movements, computer using, performance, algorithms.

УДК 669.017.539.43

Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ УПРОЧНЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЦИКЛИЧЕСКИМ ИЗГИБОМ

Предложена и рассчитана модель упрочнения при циклическом пластическом изгибе толстолистового проката из низколегированных сталей.

Ключевые слова: упрочнение, циклический изгиб, пластическая деформация, низколегированные стали, предел текучести, твердость.

Введение

Исследования влияния пластической деформации циклическим изгибом в холодном состоянии представлены в работах [1, 2]. При холодной пластической деформации изгибом прочностные свойства сталей возрастают на (30÷40) % при удовлетворительном уровне относительного удлинения и ударной вязкости. При пластическом изгибе плоского образца распределение деформации по толщине имеет неравномерный характер. При циклическом воздействии изгиба происходит неравномерное упрочнение металла по толщине образца. В литературе отсутствуют модели, описывающие упрочнение образца при неравномерном распределении деформации по его сечению.

В ряде работ [3, 4] исследовано изменения тонкой структуры стали при пластическом деформировании изгибом. Так как при изгибе происходит неравномерное распределение деформации по сечению образца, то послойное исследование показало [5], что кинетика изменения дислокационной структуры по всем слоям одинаковая: вначале происходит увеличение плотности дислокаций, затем образование ячеистой структуры, а потом – полосовой. Интенсивность протекания и полнота этих процессов возрастает от центра к поверхности. Обнаружено изменение дислокационной структуры в середине образца, что согласуется с данными работ [6, 7].

Вследствие того, что при пластическом изгибе происходит неравномерное упрочнение металла по толщине, то целью настоящей работы является интегрально оценить прочностные свойства стали по всей толщине в зависимости от толщины образца и числа циклов изгиба.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовалась толстолистовая сталь марок 09Г2 и 10Г2С1. Образцы из указанных марок размером 8×15×230 мм вырезали

из листов толщиной 8 мм поперек направления прокатки и подвергали нормализации или отжигу по стандартным режимам для данных марок сталей. Термообработанные образцы подвергали циклическому изгибу по жесткой схеме нагружения с амплитудой деформации 2; 5,5; 8 и 12 % при комнатной температуре. Твердость по сечению деформированных образцов измеряли по методу Бринеля на твердомере ТП-2 по ГОСТу 9450-76.

Анализ полученных результатов

На рис. 1 представлено изменение твердости по толщине образца и от числа циклов изгиба. Из приведенных данных видно, что твердость по сечению возрастает от центра образца к поверхности. Кроме того, твердость центрального слоя образца возрастает. Возрастание твердости от центра образца к поверхности обусловлено неравномерным распределением деформации образца при изгибе.

Необходимо отметить, что характер распределения твердости по сечению в рассматриваемом интервале степени разовой деформации практически постоянный. Дальнейшее увеличение твердости происходит за счет увеличения циклов изгиба. При этом твердость центрального слоя также возрастает. Механизм повышения твердости образца в центральной части рассмотрен в работе [4].

Анализ полученных данных показывает, что при холодной деформации твердость (H_V) по сечению можно описать зависимостью вида

$$H_V = Ax^n + BN^m + H_{VO}, \quad (1)$$

где A и B – постоянные, зависящие от марки стали,

n и m – постоянные, при чем $n > 1$; $m < 1$;

x – расстояние от центра до рассматриваемого слоя по толщине образца.

$$\text{Обозначим:} \quad Ax^n = \Delta H_{Vh}; \quad (2)$$

$$BN^m = \Delta H_{VN}; \quad (3)$$

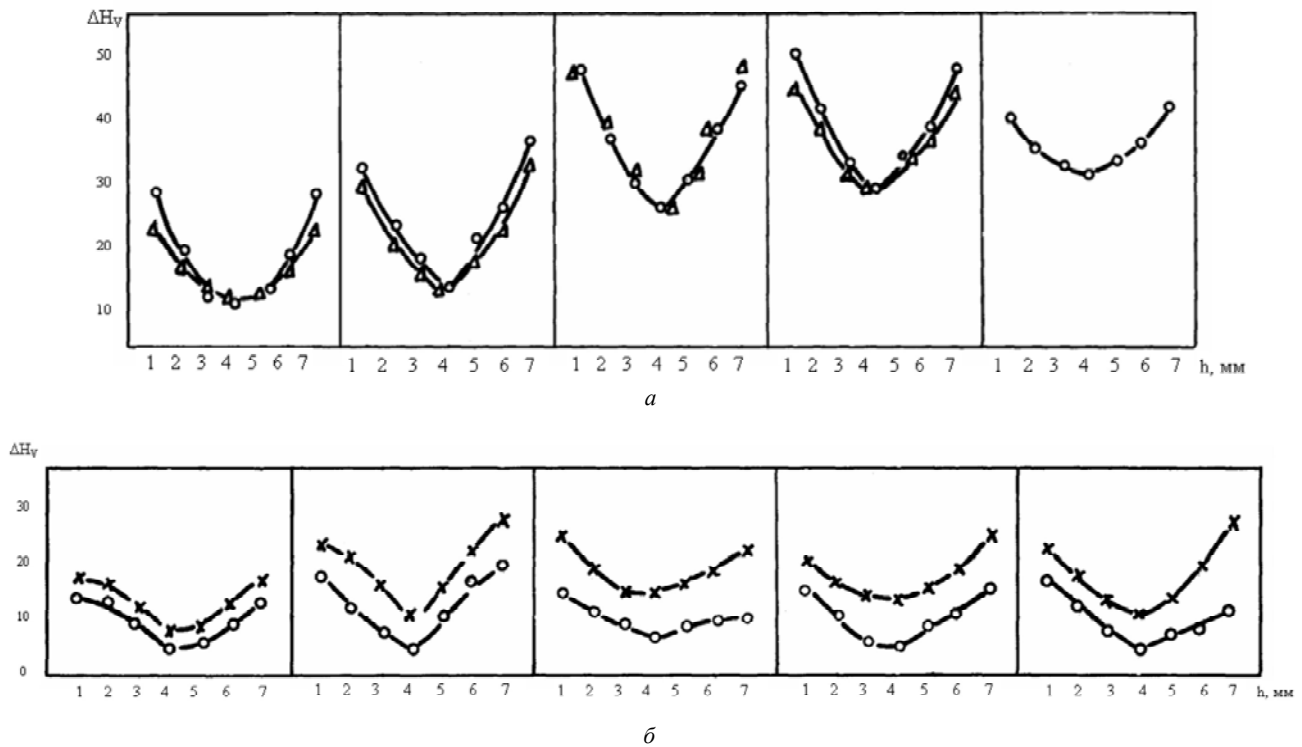


Рис. 1. Изменение твердости по толщине образца при циклическом изгибе:

a – для отожженной стали 09Г2 со степенями разовой деформации 8 % (0) и 12 % (Δ);
б – для нормализованной стали 10Г2С1 со степенью разовой деформации 5,5 % (x) и 2 % (0)

ΔH_{vh} – изменение твердости, связанное с неравномерным распределением деформации по сечению при изгибе;

ΔH_{vN} – изменение твердости, связанное с числом циклов изгиба.

Для стали 09Г2 в отожженном состоянии уравнение (2) примет вид

$$\Delta H_{vh} = 1,3x^{2,3}. \quad (4)$$

Так как между твердостью (H_v) и пределом текучести (σ_T) существует прямопропорциональная зависимость, то:

$$\sigma_T = C \cdot H_v, \quad (5)$$

где C – коэффициент пропорциональности.

Тогда изменение предела текучести (σ_{Th}) от толщины образца будет описываться выражением:

$$\sigma_{Th} = 1,3Cx^{2,3} + \sigma_0, \quad (6)$$

где σ_0 – предел текучести материала в исходном состоянии.

Рассмотрим плоский образец на растяжение с площадью поперечного сечения S , равной произведению толщины h на ширину a , продеформированный циклическим пластическим изгибом. Пусть к образцу приложена растягивающая сила F (рис. 2). Вследствие неравномерной деформации по сечению образца при изгибе происходит неравномерное упрочнение, поэтому предел текучести материала будет изменяться по

сечению по зависимости (6). На этом же рисунке представлена эпюра распределения предела текучести по сечению образца толщиной h . Выделим в сечении образца элементарный слой толщиной dx с пределом текучести σ_{Ti} . При приложении внешней растягивающей силы F на элементарный слой действует сила dF_i , равная:

$$dF_i = a \cdot \sigma_{Ti} \cdot dx, \quad (7)$$

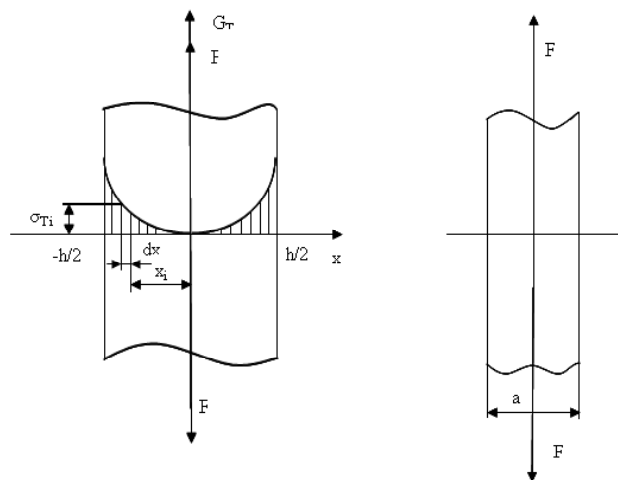


Рис. 2. Эпюра распределения предела текучести по сечению образца. Обозначения по тексту

Тогда сила, вызывающая текучесть материала образца будет

$$\sigma_T = \dots \quad (8)$$

Для стали 09Г2 в отожженном состоянии получим:

$$\sigma_T = \dots \quad (9)$$

Тогда предел текучести образца с неравномерным распределением предела текучести по толщине σ_{Tn} будет:

$$\sigma_T = \dots \quad (10)$$

Вычисляя выражение (9) и подставляя в уравнение (10), получим:

$$\sigma_T = \dots \quad (11)$$

Выражение (3) для стали 09Г2 в отожженном состоянии можно представить в виде:

$$\Delta H_{VN} = 8,1 \cdot N^{0,74} \quad (12).$$

Тогда повышение предела текучести, связанное с числом циклов изгиба $\Delta\sigma_{TN}$ будет:

$$\Delta\sigma_{TN} = 8,1 \cdot C \cdot N^{0,74} \quad (13)$$

Учитывая отношение (5), общая зависимость предела текучести в зависимости от толщины образца и числа циклов изгиба имеет вид:

$$\sigma_T = (Ax^n + BN^m) \cdot C + \sigma_O \quad (14).$$

Подставляя в уравнение (14) выражения (11) и (13), получим:

$$\sigma_T = (0,08 \cdot h^{2,3} + 8,1N^{0,74}) \cdot C + \sigma_{TO} \quad (15).$$

Уравнение (15) позволяет определить предел текучести стали 09Г2 при деформировании циклическим изгибом в холодном состоянии со степенью разовой деформации 5,5 % в зависимости от числа циклов изгиба.

При циклической деформации (в данном случае по симметричному циклу жесткой схемы нагружения) происходит периодически упрочнение и разупрочнение материала. Кроме того, по данным работы [5] для низколегированных сталей сопротивление сжатию меньше сопротивления растяжению приблизительно на 40 %. Поэтому при циклической деформации не происходит аддитивного сложения степени разовой деформации. На рис. 3 представлена схема упрочнения низколегированной стали за один цикл деформации при жесткой схеме нагружения по симметричному циклу. Для упрощения рассмотрим равномерное распределение деформации по сечению образца, т. е.

то, что имеет место при одноосном растяжении или сжатии.

На участке I (рис. 3) образец деформируется растяжением до некоторой деформации ϵ_a (степень разовой деформации). Упрочнение металла определяется кривой OA. Это соответствует первой четверти цикла (0,25 цикла).

Во второй четверти цикла на участке II (0,5 цикла) происходит деформация сжатия в противоположную сторону до исходного состояния. Упрочнение металла проходит по кривой AB, которая расположена ниже, чем продолжение кривой OA (линия 1) вследствие эффекта Баушингера.

На участке III (третья четверть цикла или 0,75 цикла) продолжается деформация сжатия до значения $(-\epsilon_a)$. Упрочнение проходит по кривой BC, которая расположена ниже продолжения кривой AB (линия 2).

На участке IV (последняя четверть цикла или 1 цикл) происходит растяжение до исходного состояния. В этом случае упрочнение идет по кривой CD, расположенной ниже продолжения кривой BC (линия 3).

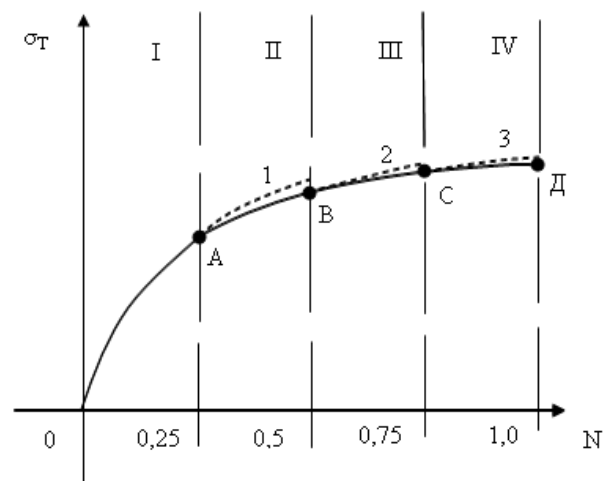


Рис. 3. Схема упрочнения стали при циклической деформации за один цикл:

- - - упрочнение при монотонной деформации;
 - упрочнение при смене направления нагрузки.
- Остальные обозначения по тексту

Таким образом, фактическое упрочнение при циклической деформации получается меньше, чем при односторонней деформации. Это связано с явлением Баушингера и тем, что сопротивление растяжения больше, чем сопротивление сжатия.

С увеличением числа циклов деформации происходит транслирование рассмотренной схемы.

На основании проведенных экспериментальных и теоретических исследований можно сделать следующие выводы:

1. Теоретически получена формула, определяющая предел текучести стального образца при известном характере распределения прочности по сечению образца.

2. Получены эмпирические зависимости, связывающие предел текучести с толщиной образца и количеством циклов деформирования.

3. Предложена схема упрочнения стали при циклической деформации.

Список литературы

1. Подгайский М. С. Влияние циклической деформации знакопеременным изгибом на механические свойства низколегированных сталей в зависимости от исходного структурного состояния / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов // Термическая и термомеханическая обработка проката. – М. : Metallurgia. – 1981. – С. 25–27.
2. Подгайский М. С. Упрочнение листовой стали при деформации циклическим изгибом / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов // Повышение эффективности производства толстолистового проката. – М. : Metallurgia. – 1984. – С. 79–81.
3. Долженков Ф. Е. Применение пластической деформации циклическим изгибом как элемента упрочняющей термомеханической обработки листового проката из сталей / Ф. Е. Долженков, М. С. Подгайский, А. Б. Максимов // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – № 4. – С. 156–158.
4. Подгайский М. С. Упрочнение стали 10Г2С1 в зависимости от температуры деформирования циклическим изгибом / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов, Т. М. Наливайченко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 6. – С. 54–56.
5. Подгайский М. С. Пластическое деформирование при циклическом знакопеременном изгибе / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов, Т. М. Наливайченко // Физико-химическая механика материалов. – 1983. – № 1. – С. 115–116.
6. Подгайский М. С. Влияние деформации циклическим изгибом на дислокационную структуру стали 10Г2С1 / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов, Ю. П. Нескуб // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – № 4. – С. 131–133.
7. Подгайский М. С. Субструктура и механические свойства стали 10Г2С1 после теплого и горячего деформирования циклическим изгибом / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов, Ю. П. Нескуб // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 6. – С. 29–31.

Одержано 25.10.2011

Максимов О.Б. Розробка моделі зміцнення низьколегованої сталі при пластичній деформації циклічним вигином

Запропоновано і розраховано модель зміцнення при циклічному пластичному вигині товстолистового прокату з низьколегованих сталей.

Ключові слова: зміцнення, циклічний вигин, пластична деформація, низьколеговані сталі, прибудова текучості, твердість.

Maximov A. Development of low-alloy steel strengthening model during plastic deformation in cyclic bend

Model of hardening under cyclic plastic bending of low-alloy steels rolled plates was proposed and calculated.

Key words: work-hardening, cyclic bend, plastic deformations, low-alloy steel, yield point, hardness.

УДК 519.6

Канд. техн. наук А. М. Поляков, М. А. Колесова, Е. А. Чепенюк

Национальный технический университет, г. Севастополь

ЧИСЛЕННО-АНАЛИТИЧЕСКИЙ МЕТОД РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ КИНЕМАТИКИ ШАРНИРНЫХ МЕХАНИЗМОВ С НЕСКОЛЬКИМИ СТЕПЕНЯМИ ПОДВИЖНОСТИ

В работе приводится обоснование численно-аналитического метода решения обратных задач кинематики шарнирных механизмов с несколькими степенями подвижности. Предложен конструктивный подход к разрешению проблемы кинематической избыточности механизмов, основанный на использовании одного или нескольких критериев качества движения звеньев.

Ключевые слова: механизм, манипулятор, обратная задача кинематики, нелинейное уравнение, численное решение.

1 Постановка проблемы

При решении задач кинематики шарнирных механизмов, представляющих собой открытые или замкнутые кинематические цепи, система уравнений свя-

зей может быть получена аналитически на основе различных методов, например: методом замкнутых векторных контуров [1], координат [2] и др. [3, 4, 5]. Как правило, выбор того или иного метода определяется

характером решаемой задачи и эффективностью его реализации.

В случаях, когда механизм представлен совокупностью низших кинематических пар, уравнения связей трансцендентны и их решения в аналитической форме не всегда возможны, а иногда и нецелесообразны. Для получения численных решений чаще всего используют метод Ньютона или его модификации. Но, как известно, этот метод эффективен в случае выбора начальных приближений в ограниченных окрестностях действительных корней систем уравнений [6].

Во многих практически важных случаях система трансцендентных уравнений может быть преобразована к системе нелинейных алгебраических (полиномиальных) уравнений. Решение таких систем существенно проще по сравнению с системами нелинейных уравнений общего вида. В частности, для них достаточно просто формализуется алгоритм исключения неизвестных, строящийся на основе теоремы Сильвестра о результате двух полиномов [7], который может быть вычислен, например, как определитель матрицы Сильвестра $S(f, g)$ [8]. Вычисление результата для каждой пары уравнений связей (одно из которых фиксировано) относительно одной неизвестной приводит к уменьшению числа уравнений системы и, соответственно, числа неизвестных на единицу. Таким образом, на $n-1$ шаге (n – число неизвестных) исходная система уравнений может быть сведена к треугольной форме вида

$$\begin{cases} u_1(x_1, x_2, \dots, x_{n-1}, x_n) = 0 \\ u_2(x_2, \dots, x_{n-1}, x_n) = 0 \\ \dots \\ u_n(x_n) = 0 \end{cases} \quad (1)$$

Другой подход к исключению неизвестных из системы полиномиальных уравнений, получивший широкое распространение в последние десятилетия, базируется на вычислении стандартных базисов G (базисов Гребнера) [9]. В этом случае левые части полиномиальных уравнений связей $f_k = 0$, $f_k \in R[x_1, x_2, \dots, x_n]$, $k = 1, \dots, m$ представляются в форме системы генераторов базиса $B = (f_1, f_2, \dots, f_m)$.

Базисы Гребнера G были представлены Б. Бухбергером [10], который доказал, что алгоритм их вычисления конечен и может быть реализован посредством последовательности однотипных действий, состоящей из k шагов [11]. В этом случае, так же, как и при использовании метода результата, система полиномиальных уравнений преобразуется к виду (1).

Необходимо отметить, что в некоторых практических случаях определенных вычислительных преимуществ можно достичь, используя комбинированный подход Гребнера-Сильвестра [12].

Если уравнения исходной системы линейны, то оба описанных выше алгоритма подобны «прямому ходу» алгоритма Гаусса. Во всех других случаях уравнения остаются нелинейными и исходная система только приобретает треугольную форму вида (1), удобную для решения. Процедура поиска действительных корней при этом может быть построена подобно «обратному ходу» алгоритма Гаусса, а решение каждого из нелинейных алгебраических уравнений $u_n(x_n) = 0$, $u_{n-1}(x_{n-1}) = 0, \dots, u_1(x_1) = 0$ может быть выполнено одним из множества известных методов. Мы предлагаем для поиска действительных корней полиномиальных уравнений использовать алгоритм, разработанный на основе рекуррентной формулы (2) [13], который эффективен в широком диапазоне начальных приближений при решении уравнений, характерных для множества важных практических задач:

$$k_{j+1} = k_j \cdot \frac{\sum_{i=0}^n (n-i) \cdot A_{n-i} \cdot k_j^i}{\sum_{i=0}^n (n-i-1) \cdot A_{n-i} \cdot k_j^i}, \quad (2)$$

где k_j, k_{j+1} – приближенные значения одного из действительных корней на j -й и $j+1$ -й итерациях, соответственно; A_i – коэффициенты полинома, $i = 0, \dots, n$.

Целью данной работы является обоснование численно-аналитического подхода, представленного выше, на основе решения практических задач кинематики шарнирных механизмов с несколькими степенями подвижности и получение оценок различных вариантов его реализации.

2 Практическая реализация метода

Решение обратной задачи кинематики проиллюстрируем на примере плоского восьмизвенного манипулятора параллельной структуры.

Кинематическая схема манипулятора, представляющего собой механизм с $W = 3$ и, следовательно, обладающего избыточной подвижностью, показана на рис. 1.

Пусть в данном манипуляторе звенья AB , DE и GH являются входными, а звено CFK , с базовой точкой O которого связывается рабочий орган – выходным. При решении обратной задачи кинематики будем предполагать, что траектория точки O задана (в данном примере это окружность радиуса r с центром в точке

$$S\left(\frac{x_D}{2}, \frac{y_D}{2}\right).$$

Кинематическая схема манипулятора характеризуется тремя замкнутыми контурами: $ABC OFEDA$, $ABC OKHGA$ и $DEFO KHGD$. Если условно считать точку O фиксированной в данный момент времени в не-

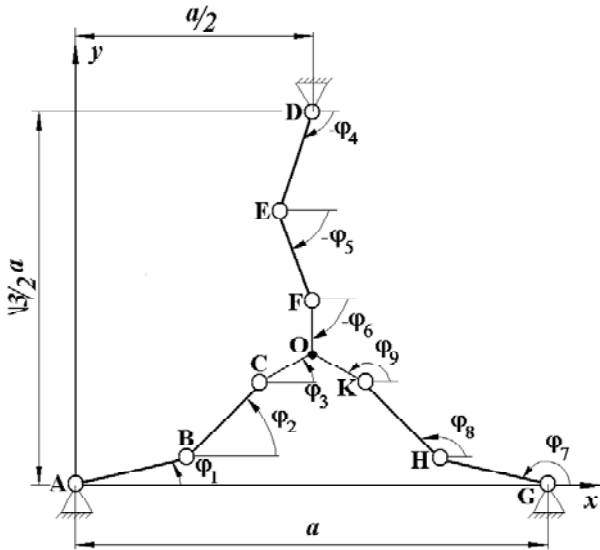


Рис. 1. Кинематическая схема плоского восьмизвенного манипулятора параллельной структуры

которой точке, принадлежащей описанной выше окружности, то для однозначного решения прямой задачи кинематики достаточно задать значения двух независимых обобщенных координат, например, φ_1 и φ_7 , а φ_4 рассматривать как функцию $\varphi_4 = f(\varphi_1, \varphi_7)$. При другом подходе можно задать только одну обобщенную координату, например, φ_1 . Но, в таком случае, вследствие кинематической избыточности, число решений прямой задачи кинематики будет равно бесконечности. При этом часть кинематической цепи ABC может принять любую из возможных конфигураций, удовлетворяющих неравенству $\overline{AB} + \overline{BC} \geq \overline{AC}$, а конфигурации цепей AHK и ADE при этом могут быть выбраны из двух возможных вариантов сборки. Но при решении обратной задачи кинематики, если не задан какой-либо дополнительный критерий, достаточно выбрать одну из возможных конфигураций цепи BCO , а, следовательно, и цепей $AGHKO$ и $ADEFO$. В дальнейшем будем считать, что при движении точки O по окружности звено CFK движется поступательно так, что его часть CO всегда расположена горизонтально. Фактически это означает наложение дополнительно условия связи: $\varphi_3 = \varphi_{30} = 0$.

Рассмотрим одну из возможных систем независимых уравнений связей в векторной форме:

$$\begin{aligned} \overline{AB} + \overline{BC} + \overline{CO} - \overline{AO} &= 0 \\ \overline{AG} + \overline{GH} + \overline{HK} + \overline{KO} - \overline{AO} &= 0, \end{aligned} \quad (3)$$

которая эквивалентна системе четырех скалярных трансцендентных уравнений с пятью неизвестными $(\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3, \varphi_7, \varphi_8)$:

$$\begin{aligned} l \cos \varphi_1 + l \cos \varphi_2 + R \cos \varphi_3 - x &= 0 \\ l \sin \varphi_1 + l \sin \varphi_2 + R \sin \varphi_3 - y &= 0 \\ a + l \cos \varphi_7 + l \cos \varphi_8 - \frac{1}{2} R \cos \varphi_3 - \frac{\sqrt{3}}{2} R \sin \varphi_3 - x &= 0 \\ l \sin \varphi_7 + l \sin \varphi_8 + \frac{\sqrt{3}}{2} R \cos \varphi_3 - \frac{1}{2} R \sin \varphi_3 - y &= 0 \end{aligned} \quad (4)$$

где приняты следующие обозначения: $l_{AB} = l_{BC} = l_{GH} = l_{HK} = l$; $l_{CO} = l_{KO} = R$. Кроме этого принято, что $\varphi_9 = \frac{2\pi}{3} + \varphi_3$ при $l_{CF} = l_{FK} = l_{KC}$. Произведя замену переменных ($\cos \varphi_i = c\varphi_i$, $\sin \varphi_i = s\varphi_i$) и принимая во внимание тождества $c\varphi_i^2 + s\varphi_i^2 - 1 = 0$, $i = 1, 2, 3, 7, 8$, получим систему 9 полиномиальных уравнений с десятью неизвестными:

$$c\varphi_1, c\varphi_2, c\varphi_3, c\varphi_7, c\varphi_8, s\varphi_1, s\varphi_2, s\varphi_3, s\varphi_7, s\varphi_8.$$

Путем исключения $c\varphi_2, c\varphi_8, s\varphi_1, s\varphi_2, s\varphi_7, s\varphi_8$ методом результата, приходим к системе трех полиномиальных уравнений с четырьмя неизвестными $c\varphi_1, c\varphi_3, c\varphi_7, s\varphi_3$, которая имеет бесконечное множество решений. Но, полагая, в соответствии с принятыми ранее условиями движения, $c\varphi_3 = 1$ и $s\varphi_3 = 0$, приходим к системе двух независимых друг от друга полиномиальных уравнений четвертой степени.

Для численного решения рассматриваемой обратной задачи кинематики были приняты следующие значения кинематических параметров: $l = R = 1, 0$; $r = 0, 3$. Решения получены с использованием подхода, изложенного в первом примере.

На рис. 2, а представлены графики функций $\varphi_i^{num} = f_i(k)$, где $i = 1, 2, 7, 8$ – номера звеньев; $k = 0 \dots 36$ – номер конфигурации манипулятора, соответствующий k -му положению точки O на окружности радиуса r с центром в точке S ; на рис. 2, б – множество конфигураций манипулятора при движении точки O по окружности (звенья 4 и 5 здесь условно не показаны).

Необходимо отметить, что каждое из конечных уравнений, полученных в результате преобразования исходной системы (4) при всех k имеет четыре действительных корня, но только четыре пары, составленных из них, соответствуют исходной системе. Это означает, что практически могут быть реализованы только четыре возможных варианта сборки манипулятора, показанные на рис. 3:

$$\begin{aligned} AB_1COKH_1G, AB_1COKH_2G, \\ AB_2COKH_1G, AB_2COKH_2G. \end{aligned}$$

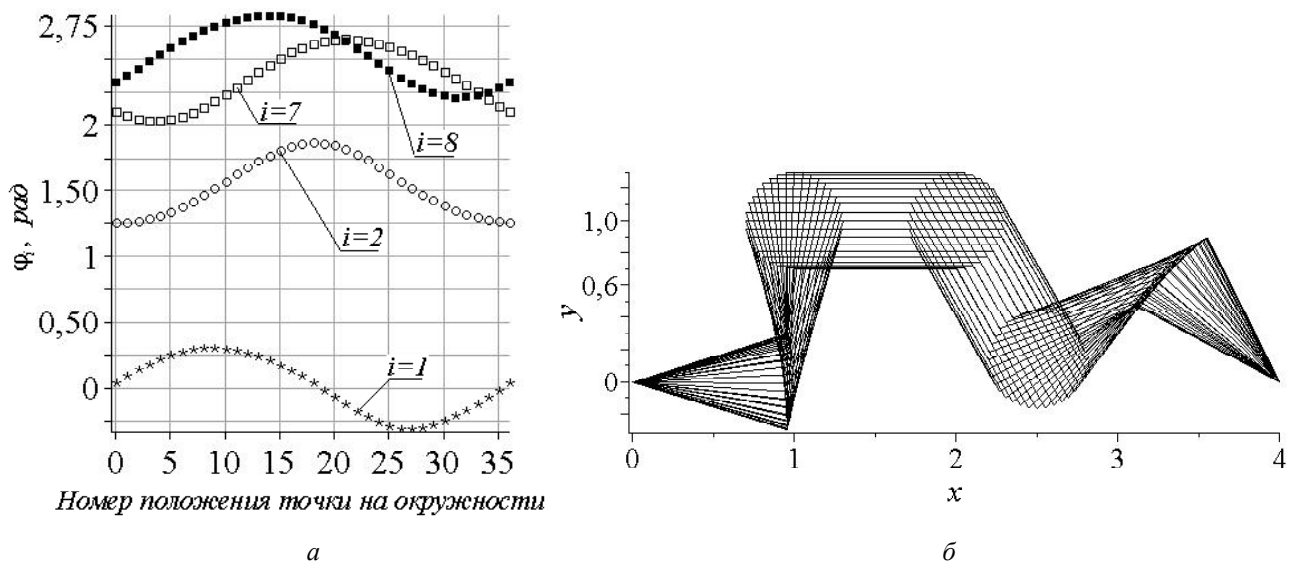


Рис. 2. Результаты решения обратной задачи кинематики манипулятора параллельной структуры:

a – графики функций $\varphi_i^{num} = f_i(k)$; *б* – множество конфигураций манипулятора при движении точки *O* по окружности

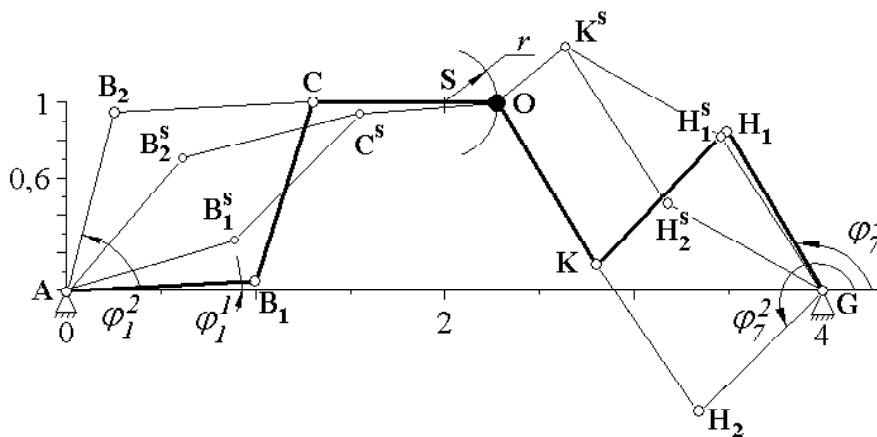


Рис. 3. Возможные и нереализуемые мгновенные конфигурации манипулятора

В целях верификации возможных вариантов сборки в программе, реализующей решение задачи, был реализован поиск всех действительных корней, удовлетворяющих не только конечным уравнениям, но и исходной системе (4) и отклонены по два действительных корня, при которых конфигурации манипулятора $AB_{i(2)}^s C^s O K^s H_{i(2)}^s G$ (рис. 3) не соответствуют системе (4), то есть не могут быть реализованы.

Полученные решения обратной задачи кинематики не являются оптимальными, т. к. одна из обобщенных координат была выбрана произвольно. Ясно, что принимая во внимание какой-либо критерий качества можно получать решения, оптимальные с точки зрения этого критерия. Ниже приведен один из возможных вариантов реализации такого подхода на примере решения обратной задачи кинематики пятизвенного плоского манипулятора последовательной структуры

с $W = 4$, кинематическая схема которого представлена на рис. 4.

Приняв безразмерные значения кинематических параметров: $l_{AB} = 3, l_{BC} = 2, l_{CD} = 1$, запишем систему уравнений связей манипулятора с четырьмя независимыми обобщенными координатами $(s, \varphi_1, \varphi_2, \varphi_3)$:

$$3 \cos \varphi_1 + 2 \cos (\varphi_1 + \varphi_2) + \cos (\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3) - y = 0;$$

$$s + 3 \sin \varphi_1 + 2 \sin (\varphi_1 + \varphi_2) + \sin (\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3) - x = 0. \quad (5)$$

Выполним теперь следующую последовательность действий:

1) произведем замену переменных $\cos \varphi_i = c\varphi_i, \sin \varphi_i = s\varphi_i$, принимая во внимание тождество $c\varphi_i^2 + s\varphi_i^2 - 1 = 0, i = 1, 2, 3$;

2) произведем лексикографическое упорядочивание переменных:

$$s\varphi_2 \succ c\varphi_2 \succ s\varphi_3 \succ c\varphi_3 \succ s\varphi_1 \succ c\varphi_1 \succ s;$$

3) вычислим полиномы B_j , $j = 1, 2, 3, 4$ базиса Гребнера G ;

Наконец, исключая методом результата переменную $s\varphi_1$ из полинома B_1 с учетом тождества $c\varphi_1^2 + s\varphi_1^2 - 1$, получим полиномиальное уравнение $f(s, c\varphi_1, c\varphi_3) = 0$:

$$16 - 32c\varphi_3 + 16c\varphi_3^2 + 48c\varphi_1c\varphi_3y - 48c\varphi_1c\varphi_3s + 16c\varphi_3xy + 48c\varphi_1s - 48c\varphi_1y - 8c\varphi_3s^2 + 8s^2 - 16sy - 28x^2 + 8y^2 - 8c\varphi_3y^2 - 8c\varphi_3x^2 - 36c\varphi_1s^2y - 72c\varphi_1^2sy + 36c\varphi_1sy^2 + 12c\varphi_1sx^2 + 12c\varphi_1s^3 + 36c\varphi_1^2s^2 - 4s^3y + 6x^2y^2 + 2s^2x^2 + 36c\varphi_1^2y^2 + 36c\varphi_1^2x^2 + s^4 + 2x^2y^2 - 4sy^3 - 12c\varphi_1y^3 + y^4 + x^4 - 4sx^2y - 12c\varphi_1x^2y = 0.$$

Его однозначное решение возможно только с учетом каких-либо дополнительных условий или критериев. Например, в этом случае можно использовать критерий минимального дискомфорта [14], обоснованный с биомеханической точки зрения [15]:

$$K = \frac{1}{G} \sum_{i=1}^n (\gamma_i q_i^{norm} + G \times QU_i + G \times QL_i) \Rightarrow \min, \quad (6)$$

где $q_i, q_{Ni}, q_{Ui}, q_{Li}$ – i -я обобщенная координата, ее нейтральное, минимальное и максимальное значения, соответственно; $q_i^{norm} = \frac{q_i - q_{Ni}}{q_{Ui} - q_{Li}}$; γ_i и G – весовые коэффициенты;

$$QU_i = \left\{ 0.5 \sin \left[\frac{5.0(q_{Ui} - q_i)}{q_{Ui} - q_{Li}} + \frac{\pi}{2} \right] + 1 \right\}^{100};$$

$$QL_i = \left\{ 0.5 \sin \left[\frac{5.0(q_i - q_{Li})}{q_{Ui} - q_{Li}} + \frac{\pi}{2} \right] + 1 \right\}^{100}.$$

Смысл критерия (6) состоит в том, что механизму (или другой механической системе) с обобщенными q_i запрещается принимать конфигурации, в которых $q_i \rightarrow q_{Ui}$ или $q_i \rightarrow q_{Li}$, а желательными являются конфигурации, в которых $q_i \rightarrow q_{Ni}$.

Ясно, что в соответствии с условиями данной примера, а также при решении других подобных задач, критерии, позволяющие получать однозначные решения, могут быть выбраны с различных точек зрения. Но одно из преимуществ критерия (6) состоит в том, что предполагаемые конфигурации механизма, которые могут быть получены при его реализации, отличаются от сингулярных, характеризующихся снижением качества управления приводными двигателями.

Произведем замену переменных $q_1 = s$, $q_2 = c\varphi_1$, $q_3 = c\varphi_3$ и зададим возможные границы их изменения:

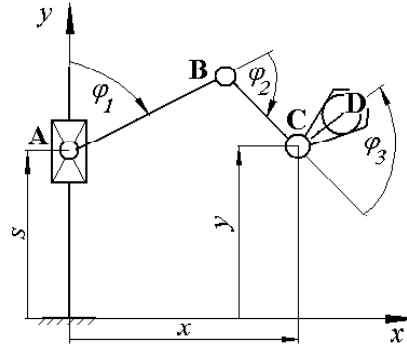


Рис. 4. Кинематическая схема плоского пятизвенового манипулятора последовательной структуры

$$s^{\min} \leq s \leq s^{\max}; c\varphi_1^{\min} \leq c\varphi_1 \leq c\varphi_1^{\max};$$

$$c\varphi_3^{\min} \leq c\varphi_3 \leq c\varphi_3^{\max}. \quad (7)$$

С целью получения возможности формализации процесса исключения неизвестных методом результата, разложим правую часть критерия (6) в ряд Тейлора по степеням q_i в окрестностях q_{Ni} . В результате

получим некоторый полиномиальный критерий K^* , который, в общем, аналогичен критерию (6), если количество членов разложения достаточно велико.

Целевую функцию F представим в следующем виде:

$$F(s, c\varphi_1, c\varphi_3, \lambda) = K^*(s, c\varphi_1, c\varphi_3) + \lambda U(s, c\varphi_1, c\varphi_3), \quad (8)$$

где λ – множитель Лагранжа.

Необходимые условия экстремума функции (8) имеют вид:

$$\frac{\partial F}{\partial s} = 0; \frac{\partial F}{\partial c\varphi_1} = 0; \frac{\partial F}{\partial c\varphi_3} = 0; \frac{\partial F}{\partial \lambda} = 0. \quad (9)$$

Применяя последовательно метод результата для исключения переменных $\lambda, c\varphi_1, s$ из уравнений (9) приходим к полиномиальному уравнению $g(c\varphi_3) = 0$, решение которого найдем с помощью рекуррентной формулы (2). Реализация в дальнейшем процедуры «обратного хода» позволяет достаточно просто определить и другие неизвестные.

В графической форме решения обратной задачи кинематики манипулятора последовательной структуры при движении базовой точки D рабочего органа по окружности радиуса r с центром в точке $S(x_0, y_0)$ представлены на рис. 5. При этом были приняты следующие безразмерные значения параметров: $r = 0,8$; $x_0 = 3,0$; $y_0 = 2,0$; $0 \leq c\varphi_1 \leq 1,0$; $0 \leq c\varphi_3 \leq 1,0$; $1,0 \leq s \leq 3,0$.

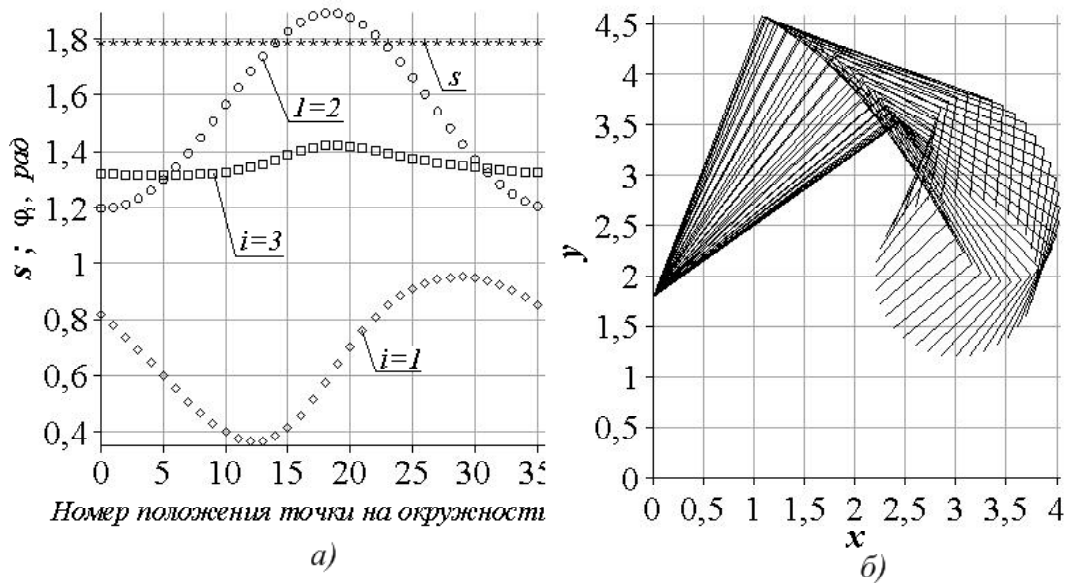


Рис. 5. Решения обратной задачи кинематики манипулятора последовательной структуры при движении точки D по окружности:

a – графики функций $\phi_i = f_i(k)$, $i = 1, 2, 3$ и $s = f_4(k)$; b – множество конфигураций манипулятора

3 Выводы

Анализ решений приведенных выше и других примеров свидетельствует об эффективности предложенного численно-аналитического подхода к решению задач кинематики шарнирных механизмов с одной или несколькими степенями подвижности. Тем не менее, необходимо отметить, что при решении достаточно сложных задач их полная формализация практически невозможна. Это обусловлено несколькими причинами.

Во-первых, все многозвенные шарнирные механизмы характеризуются множеством вариантов сборок, допускаемых связями. Поэтому при решении как прямых, так и обратных задач кинематики на определенном этапе всегда возникает необходимость неформального выбора одного из таких вариантов. Для этого необходимо иметь все действительные решения системы уравнений связей механизма.

Во-вторых, как правило, при реализации процедуры формального исключения неизвестных, производятся неэквивалентные преобразования исходной системы уравнений связей, что часто приводит к появлению «лишних» действительных корней. Их устранение, в большинстве случаев, также осуществляется путем неформального анализа.

Рекуррентная формула (2) эффективна при поиске всех действительных корней полиномиальных уравнений, так как итерационные процессы, основанные на ее использовании, практически не зависят от выбо-

ра начального приближения [13]. В то же время, в тех случаях, когда начальные приближения принадлежат достаточно малым окрестностям действительных корней, такие процессы, аналогичны итерационным процессам, реализуемым в соответствии с методом касательных Ньютона. Этот факт используется при реализации алгоритмов расчета множества конфигураций механизмов. При этом решения, полученные для одной из конфигураций, например $k - 1$ -й, принимаются в качестве начальных приближений для определения следующей k -й конфигурации.

К недостаткам изложенного в данной работе подхода следует отнести большие вычислительные затраты, необходимые для расчета определителей матриц Сильвестра и базисов Гребнера при реализации алгоритмов исключения неизвестных из системы уравнений связей. Результирующее полиномиальное уравнение, получаемое при этом, имеет достаточно высокую степень. Тем не менее, при реализации алгоритмов решения в системе Matlab или при программировании на алгоритмических языках высокого уровня (например, C++), можно считать эти недостатки несущественными.

Дальнейшие исследования в данной области будут посвящены обобщению изложенного метода и разработке алгоритмов его реализации при решении задач кинематического анализа и синтеза пространственных механизмов, в том числе, и с избыточными связями.

Список литературы

1. Зиновьев В. А. Кинематический анализ пространственных механизмов / В. А. Зиновьев // АН СССР. Труды семинара по ТММ. – 1951. – Т. XI. – № 42. – С. 52–99.
2. Морозкин Ю. Ф. О формах основных уравнений геометрии механизмов / Ю. Ф. Морозкин // Доклады АН СССР. – 1953. – Вып. 91. – № 4. – С. 745–748.
3. Denavit J. A Kinematic Notation for Lower-Pair Mechanisms Based on Matrices / J. Denavit, R. S. Hartenberg // Trans. ASME Journal. Appl. Mech. – 1955. – Vol. 23. – P. 215–221.
4. Uiker J.J. An Iterative Method for the Displacement Analysis of Spatial Mechanisms / J.J. Uiker, J. Denavit, R.S. Hartenberg // Trans. ASME Journal. Appl. Mech. – 1964. – Vol. 31. – P. 303–314.
5. Кислицын С.Г. Тензорный метод в теории пространственных механизмов / С. Г. Кислицын // АН СССР. Труды семинара по ТММ. – 1954. – Т. XIV. – № 54. – С. 51–55.
6. Бахвалов Н. С. Численные методы / Н. С. Бахвалов, Н. П. Жидков, Г. М. Кобельков. – М. : Наука, 1987. – 600 с.
7. Van Waerden B. L. Algebra. Vol. 1 / B.L. Van Waerden. – New York: Frederick Ungar Publishing, 1970. – 265 p.
8. Корн Г. Справочник по математике для научных работников и инженеров / Г. Корн, Т. Корн. – М. : Наука. – 832 с.
9. Jager C. A Combined Method for Enclosing All Solutions of Nonlinear Systems of Polynomial Equations / C. Jager, D. Ratz // Reliable Computing. – 1995. – Vol. 1. – P. 41–64.
10. Buchberger B. Theoretical Basis for the Reduction of Polynomials to Canonical Forms / B. Buchberger // SIGSAM Buletin. – 1976. – Vol. 39. – P. 19–29.
11. Buchberger B. Some Properties of Groebner Bases for Polynomial Ideals / B. Buchberger // SIGSAM Bulletin. – 1976. – Vol. 40. – P. 19–24.
12. Dhingra A.K. A Groebner-Sylvester Hybrid Method for Closed-Form Displacement Analysis of Mechanisms / A. K. Dhingra, A. N. Almadi, D. Kohli // Journal of Mechanical Design. – 2000. – Vol. 122. – P.431–438.
13. Поляков А. М. Рекуррентная формула для нахождения действительных корней нелинейных алгебраических уравнений в приложении к задачам механики механизмов / А. М. Поляков, М. А. Полякова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 93–96.
14. Cruse H. On the cost functions for the control of the human arm movement / H. Cruse, E. Wischmeyer, M. Bruwer, P. Brockfeld, A. Dress // Biological Cybernetics. – 1990. – Vol. 62. – P. 519 – 528.
15. Jung ES. Human reach posture prediction based on psychophysical discomfort / ES. Jung, J. Choe // International Journal of Industrial Ergonomics. – 1996. – Vol. 18. – P. 173–179.

Одержано 17.10.2011

Поляков О.М., Колесова М.О., Чепенюк О.О. Чисельно-аналітичний метод розв'язання задач кінематики шарнірних механізмів з декількома ступенями рухомості

У роботі наводиться обґрунтування чисельно-аналітичного методу розв'язання зворотніх задач кінематики шарнірних механізмів з декількома ступенями рухомості. Запропоновано конструктивний підхід до вирішення проблеми кінематичної надмірності механізмів, заснований на використанні одного чи кількох критеріїв якості руху ланок.

Ключові слова: механізм, маніпулятор, зворотна задача кінематики, нелінійне рівняння, чисельне рішення.

Polyakov A., Kolesova M., Chepenyuk E. A numerical-analytical method for the kinematic problems solving of linkages with several degrees of freedom

The substantiation of the numerically-analytical approach for solving inverse kinematic problems of linkages with open and closed kinematic chains was grounded. Constructive approach for solving the problem of mechanisms kinematic redundancy, based on the use of one or more criteria of links movement quality was proposed.

Key words: mechanism, manipulator, inverse kinematic problem, nonlinear equation, numerical solution.

УДК 539.3

Д-р техн. наук А. Д. Шамровский, Л. Н. Егармина

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ИЗГИБНЫХ ВОЛН В БАЛКЕ НА ОСНОВЕ УТОЧНЕННОЙ МОДЕЛИ

Рассматривается процесс распространения нестационарных волн в балке прямоугольного сечения при ее изгибе на основе уточненных уравнений [1] для случая внезапно приложенного изгибающего момента. Приведены соответствующие графики изгибающего момента. В отличие от известных ранее уравнений [2], скорости распространения фронтов продольных и поперечных волн совпадают со скоростями аналогичных волн в теории упругости.

Ключевые слова: асимптотико-групповой анализ, уточненные динамические уравнения изгиба балки, квазифронт, изгибающий момент, изгибная волна.

Введение

Уравнения динамики стержней получаются обычно на основе каких-то предположений о характере распределения искомых величин – напряжений и деформаций по поперечному сечению стержня [3]. В случае свободных колебаний все величины считаются постоянными по сечению стержня. Ранее в работе [4] было показано, как известные динамические уравнения продольной деформации стержня получаются из трехмерных уравнений теории упругости при помощи метода асимптотико-группового анализа, не требующего использования каких-либо гипотез. Однако в динамических задачах существенную роль могут играть некоторые факторы, которые не учитываются классическими уравнениями, например, поперечные колебания стержня, возникающие при движении продольной волны. В [1] аналогично производится поиск уточненных одномерных динамических уравнений изгиба стержня на основе трехмерных уравнений теории упругости. Таким образом, получаются асимптотически обоснованные уточненные уравнения, позволяющие учитывать как известные в изгибе балки эффекты, так и некоторые новые. В данной работе показано решение этих уравнений, а также проанализирован процесс распространения нестационарных волн по стержню прямоугольного сечения при его изгибе на основе уточненных решений.

Решение найденных уточненных динамических уравнений изгиба балки для случая внезапно приложенного изгибающего момента

В работе [1] изложена процедура получения уточненных динамических уравнений изгиба балки на основе трехмерных уравнений теории упругости при помощи метода асимптотико-группового анализа. При этом реализовано, так называемое, неминимальное

упрощение трехмерных уравнений, приводящее к одномерным уравнениям.

Перепишем полученные в [1] уравнения в однородном случае, отвечающем отсутствию нагрузок на боковых поверхностях балки:

$$\begin{aligned} & \dots \\ & \dots \\ & \dots \\ & \dots \\ & \dots \\ & \dots \end{aligned}$$

Выполним преобразования:

$$\begin{aligned} & \dots \\ & \dots \\ & \dots \end{aligned}$$

приводящие к соотношениям:

$$\dots$$

Соответствующая таблица показателей степени будет:

$$\begin{aligned} & \dots \\ & \dots \\ & \dots \\ & \dots \\ & \dots \end{aligned} \quad (1)$$

Рассмотрим следующие значения параметров:

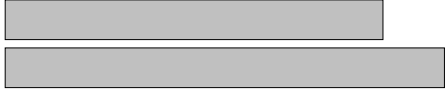


Таблица (1) при этом принимает вид:

$$\begin{array}{ccccccc} -1, & 1, & 1, & 1, & 1, & -1 & \\ 0, & 0, & 2, & 2, & 0 & & \\ 0, & 0, & 2, & 2, & 0 & & \\ 2, & 0, & 2, & 0 & & & \\ 1, & 1, & 1; & 0, & 0, & 2, & 2 \\ 0, & 2, & 0, & 2; & 0, & 2, & 0, & 2. \end{array}$$

Упрощенные уравнения:

$$\begin{aligned} \partial_x^2 \varphi - \partial_t^2 \varphi &= 0; \\ a_s^2 \partial_x^2 w + (a_s^2 + c) \partial_x \varphi - \partial_t^2 w &= 0; \\ 8a_s^2 \partial_x^2 w + (8a_s^2 + 24c) \partial_x \varphi + \partial_t^2 W &= 0; \\ 8c \partial_x \varphi + \varepsilon \partial_t^2 V &= 0; \\ Q = \partial_x w + \varphi; \quad M = \partial_x \varphi; \\ N = c \partial_x \varphi; \quad K = c \partial_x \varphi. \end{aligned} \quad (2)$$

Перейдем к более подробному изучению полученного варианта упрощения. Он отвечает быстрым изменениям по x и по t , что отвечает отрицательным значениям параметров α_1 и α_2 и, соответственно, большим значениям дифференциальных операторов ∂_x и ∂_t . В этих условиях результаты, получаемые в первом приближении, нуждаются в уточнениях, достигаемых путем построения процедур последовательных приближений.

Представим искомые функции в виде рядов:

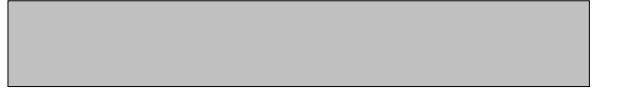
$$\begin{aligned} \varphi &= \sum_{i=1}^{\infty} \varphi_i, w = \sum_{i=1}^{\infty} w_i, W = \sum_{i=1}^{\infty} W_i, V = \sum_{i=1}^{\infty} V_i, \\ Q &= \sum_{i=1}^{\infty} Q_i, M = \sum_{i=1}^{\infty} M_i, N = \sum_{i=1}^{\infty} N_i, K = \sum_{i=1}^{\infty} K_i. \end{aligned}$$

Упрощенные уравнения (2) порождают бесконечную рекуррентную систему уравнений:

$$\begin{aligned} \partial_x^2 \varphi_i + c \partial_x W_i + c \partial_x V_{i-1} - 8a_s^2 (\partial_x w_i + \varphi_{i-1}) - \partial_t^2 \varphi_i &= 0 \\ a_s^2 \partial_x^2 w_i + (a_s^2 + c) \partial_x \varphi_{i-1} + W_{i-1} + c V_{i-2} - \partial_t^2 w_i &= 0 \\ 8a_s^2 \partial_x^2 w_i + (8a_s^2 + 24c) \partial_x \varphi_{i-1} + 24(W_{i-1} + c V_{i-2}) + \partial_t^2 W_i &= 0 \\ 8(V_{i-1} + c \partial_x \varphi_i + c W_i) + \varepsilon \partial_t^2 V_i &= 0 \\ Q_i = \partial_x w_i + \varphi_{i-1} \\ M_i = \partial_x \varphi_i + c(W_i + V_{i-1}) \\ N_i = W_i + c(\partial_x \varphi_i + V_{i-1}) \\ K_i = V_{i-1} + c(\partial_x \varphi_i + W_i) \quad (i = 1, 2, \dots). \end{aligned} \quad (3)$$

Решение этих уравнений разыскиваем в виде:

$$w_i = \sum_{j=2}^i w_{i,j}^1 x^{i-j} (t-x)^{\gamma+i+j-1} + \sum_{j=1}^i w_{i,j}^2 x^{i-j} (a_s t-x)^{\gamma+i+j-1}$$



$$V_i = \sum_{j=1}^i V_{i,j}^1 x^{i-j} (t-x)^{\gamma+i+j+1} + \sum_{j=1}^i V_{i,j}^2 x^{i-j} (a_s t-x)^{\gamma+i+j+1}$$

$$Q_i = \sum_{j=2}^i Q_{i,j}^1 x^{i-j} (t-x)^{\gamma+i+j-2} + \sum_{j=1}^i Q_{i,j}^2 x^{i-j} (a_s t-x)^{\gamma+i+j-2}$$

$$M_i = \sum_{j=1}^i M_{i,j}^1 x^{i-j} (t-x)^{\gamma+i+j-1} + \sum_{j=1}^i M_{i,j}^2 x^{i-j} (a_s t-x)^{\gamma+i+j-1}$$

$$N_i = \sum_{j=1}^i N_{i,j}^1 x^{i-j} (t-x)^{\gamma+i+j-1} + \sum_{j=1}^i N_{i,j}^2 x^{i-j} (a_s t-x)^{\gamma+i+j-1}$$



Выражения вида $t-x$ определены при $x \leq t$ и равны нулю при $x > t$; выражения вида $a_s t-x$ определены при $x \leq a_s t$ и равны нулю при $x > a_s t$. Коэффициенты сумм (4) определены при значениях j , заданных в записях соответствующих сумм. Если индекс выходит за указанные пределы, то коэффициенты считаются равными нулю.

После подстановки решений (5) в рекуррентные уравнения (4), а также применения к получившемуся результату некоторых несложных математических преобразований будем иметь:

$$\begin{aligned} \varphi_{i,j-1}^1 &= \frac{1}{2(i-j+1)(\gamma+i+j-2)} \left\{ (i-j+2)(i-j+1) \varphi_{i,j-2}^1 + \right. \\ &+ c \left[(i-j+1) W_{i-1,j-2}^1 - (\gamma+i+j-2) W_{i-1,j-1}^1 + \right. \\ &+ (i-j+1) V_{i-1,j-2}^1 - (\gamma+i+j-2) V_{i-1,j-1}^1 \left. \right] - 8a_s^2 \left[(i-j+1) w_{i-1,j-2}^1 - \right. \\ &\left. - (\gamma+i+j-2) w_{i-1,j-1}^1 + \varphi_{i-1,j-1}^1 \right] \left. \right\} \quad (i = 2, 3, \dots; j = 2, \dots, i); \\ \varphi_{i,j}^2 &= \frac{1}{(a_s^2 - 1)(\gamma+i+j-1)(\gamma+i+j-2)} \left\{ (i-j+2)(i-j+1) \varphi_{i,j-2}^2 - \right. \\ &- 2(i-j+1)(\gamma+i+j-2) \varphi_{i,j-1}^2 + c \left[(i-j+1) (W_{i-1,j-2}^2 + V_{i-1,j-2}^2) - \right. \\ &- (\gamma+i+j-2) (W_{i-1,j-1}^2 + V_{i-1,j-1}^2) \left. \right] - 8a_s^2 \left[(i-j+1) w_{i-1,j-2}^2 - \right. \\ &\left. - (\gamma+i+j-2) w_{i-1,j-1}^2 + \varphi_{i-1,j-1}^2 \right] \left. \right\} \quad (i = 2, 3, \dots; j = 2, \dots, i); \end{aligned}$$

$$w_{ij}^1 = \frac{1}{(1-a_s^2)(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \left\{ a_s^2(i-j+2)(i-j+1)w_{i,j-2}^1 - 2a_s^2(i-j+1)(\gamma+i+j-1)w_{i,j-1}^1 + (a_s^2+c)[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^1] + W_{i-1,j-1}^1 + cV_{i-1,j-1}^1 \right\} \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$w_{i,j-1}^2 = \frac{1}{2a_s^2(i-j+1)(\gamma+i+j-1)} \left\{ a_s^2(i-j+2)(i-j+1)w_{i,j-2}^2 + (a_s^2+c)[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^2] + W_{i-1,j-1}^2 + cV_{i-1,j-1}^2 \right\} \quad (i=2,3,\dots; j=2,\dots,i);$$

$$W_{ij}^1 = -\frac{1}{(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \left\{ 8a_s^2[(i-j+2)(i-j+1)w_{i,j-2}^1 - 2(i-j+1)(\gamma+i+j-1)w_{i,j-1}^1 + (\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)w_{ij}^1] + (8a_s^2+24c)[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^1] + 24(W_{i-1,j-1}^1 + cV_{i-1,j-1}^1) \right\} \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$W_{ij}^2 = -\frac{1}{a_s^2(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \left\{ 8a_s^2[(i-j+2)(i-j+1)w_{i,j-2}^2 - 2(i-j+1)(\gamma+i+j-1)w_{i,j-1}^2 + (\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)w_{ij}^2] + (8a_s^2+24c)[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^2] + 24(W_{i-1,j-1}^2 + cV_{i-1,j-1}^2) \right\} \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$V_{ij}^1 = -\frac{8}{\varepsilon(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \left\{ V_{i-1,j-1}^1 + c[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^1] + cW_{i-1,j-1}^1 \right\} \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$V_{ij}^2 = -\frac{8}{\varepsilon a_s^2(\gamma+i+j)(\gamma+i+j-1)} \left\{ V_{i-1,j-1}^2 + c[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^2] + cW_{i-1,j-1}^2 \right\} \quad (i=2,3,\dots; j=2,\dots,i);$$

$$Q_{ij}^1 = (i-j+1)w_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j)w_{ij}^1 + \varphi_{ij}^1, \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$Q_{ij}^2 = (i-j+1)w_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j)w_{ij}^2 + \varphi_{ij}^2, \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$M_{ij}^1 = (i-j+1)\varphi_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^1 + c(W_{i-1,j-1}^1 + V_{i-1,j-1}^1) \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$M_{ij}^2 = (i-j+1)\varphi_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^2 + c(W_{i-1,j-1}^2 + V_{i-1,j-1}^2) \quad (i=2,3,\dots; j=2,\dots,i);$$

$$N_{ij}^1 = W_{i-1,j-1}^1 + c[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^1 + V_{i-1,j-1}^1] \quad (i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$N_{ij}^2 = W_{i-1,j-1}^2 + c[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^2 + V_{i-1,j-1}^2] \quad (i=2,3,\dots; j=2,\dots,i);$$

$$K_{ij}^1 = V_{i-1,j-1}^1 + c[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^1 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^1 + W_{i-1,j-1}^1]$$

$$(i=1,2,\dots; j=1,\dots,i);$$

$$K_{ij}^2 = V_{i-1,j-1}^2 + c[(i-j+1)\varphi_{i,j-1}^2 - (\gamma+i+j-1)\varphi_{ij}^2 + W_{i-1,j-1}^2] \quad (i=2,3,\dots; j=2,\dots,i). \quad (6)$$

Рекуррентные соотношения (6) не позволяют находить коэффициенты вида φ_{ii}^1 и w_{ii}^2 . Эти коэффициенты находятся при помощи граничных условий. При задании этих условий учтем, что решение вида (5) описывает распространение упругой волны в положительном направлении из точки $x=0$, т. е. от торца полубесконечной балки $x \geq 0$. При этом рассматривается случай преобладания углового перемещения φ над другими перемещениями. Такой случай может реализоваться при внезапно приложенном на торце балки изгибающем моменте. В соответствии с (3) и (6) имеем:

$$\varphi_{ii}^1 = \frac{1}{\gamma+2i-1} \left\{ \varphi_{i,i-1}^1 + c(W_{i-1,i-1}^1 + V_{i-1,i-1}^1) - f_i + a_s^{\gamma+2(i-1)} [\varphi_{i,i-1}^2 - (\gamma+2i-1)\varphi_{ii}^2 + c(W_{i-1,i-1}^2 + V_{i-1,i-1}^2)] \right\} \quad (7)$$

Следовательно, изгибающий момент при $x=0$ должен задаваться в виде разложения по степеням t вида:

$$M(0,t) = \sum_{i=0}^{\infty} M_i t^i \quad (8)$$

Приравнявая коэффициенты в (7) к коэффициентам в (8) получаем, с учетом (19):

$$\varphi_{ii}^1 = \frac{1}{\gamma+2i-1} \left\{ \varphi_{i,i-1}^1 + c(W_{i-1,i-1}^1 + V_{i-1,i-1}^1) - f_i + a_s^{\gamma+2(i-1)} [\varphi_{i,i-1}^2 - (\gamma+2i-1)\varphi_{ii}^2 + c(W_{i-1,i-1}^2 + V_{i-1,i-1}^2)] \right\} \quad (9)$$

В дальнейшем ограничимся случаем внезапно приложенного в момент времени $t=0$ и остающегося в дальнейшем постоянным момента $M(0,t)=1$. При этом будет:

$$M_i = \delta_{i0} \quad (10)$$

Кроме заданного изгибающего момента на торце балки может быть задан также прогиб (шарнирная опора) либо перерезывающая сила (свободный торец). В первом случае, в соответствии с (3) и (18), имеем:

$$w_{ii}^2 = \frac{1}{\gamma+2i-1} \left\{ w_{i,i-1}^2 + c(W_{i-1,i-1}^2 + V_{i-1,i-1}^2) - g_i + a_s^{\gamma+2(i-1)} [w_{i,i-1}^1 - (\gamma+2i-1)w_{ii}^1 + c(W_{i-1,i-1}^1 + V_{i-1,i-1}^1)] \right\} \quad (10)$$

Отсюда получаем:

$$\text{[Redacted]} \quad (11)$$

Во втором случае будет:

$$\text{[Redacted]} \quad (12)$$

Отсюда, в соответствии с (19), имеем:

$$\text{[Redacted]} \quad (13)$$

Таким образом, задавая (8), (10) или (12) мы имеем возможность находить все коэффициенты сумм (5) по решениям (6), (9) и (11) или (13), т.е. доводить решение до конца.

Остановимся коротко на вопросе о сходимости построенных рядов. Эти ряды носят название так называемой прифронтной асимптотики. Это означает, что они в первую очередь предназначены для описания зоны вблизи фронта волны. В каждый член ряда входит величина $t - x$ и $a_s t - x$. При малых значениях этих величин общий член ряда стремится к нулю. Т.е. выполняется необходимое условие сходимости. Ранее было показано [5, 6], что удержание только слагаемых, преобладающих вблизи фронта, приводит к рядам для функции Бесселя, для которых сходимость доказана.



Рис. 1. Распространение волны $M(x, \tau)$ в стержне квадратного сечения $\tau = 3$

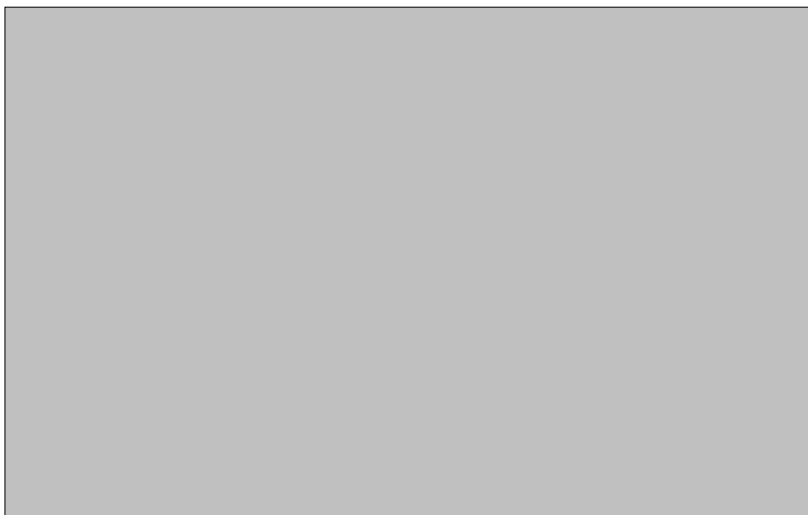


Рис. 2. Распространение волны $M(x, \tau)$ в стержне квадратного сечения $\tau = 7,5$

На рис. 1, 2 приведені відповідні графічні результати. Зображені графіки ізгибаючого моменту як функції x для моментів часу $\tau = 3$ і $\tau = 7,5$. Ми бачимо, що в порівнянні з картиною, отриманою за допомогою відомих рівнянь ізгиба стержня, картина поблизу фронту розповсюджується хвилі виглядає значно складніше. Вблизи тривимірного фронту хвилі спостерігаються інтенсивні поперечні коливання стержня, які призводять до швидкозмінюваного напружено-деформованого стану. В подальшому відбувається перехід до класичного рішення у вигляді так званого квазіфронту, тобто не ступінчастого, а швидкозмінюваного зростання продольного зусилля. З віддаленням від фронту, картина переходить до класичної. Таким чином, класичне рішення для продольної хвилі в стержні – це повільно змінююча асимптотика по відношенню до більш точного рішення.

Висновки

Дослідження розповсюдження нестационарного хвильового збурення в балці при впливі раптово прикладеного ізгибаючого моменту на основі запропонованих уточнених рівнянь показало, що картина збурення добре відповідає тривимірним рівнянням теорії пружності. В частині, збурення має два фронти – продольний і поперечний, причому швидкості цих фронтів збігаються зі швидкостями таких же фронтів в теорії пружності.

Шамровський О.Д., Єгарміна Л.М. Дослідження розповсюдження нестационарних хвиль, що вигинають у балці на основі уточненої моделі

Розглядається процес розповсюдження нестационарних хвиль у балці прямокутного перерізу під час її вигину на основі уточнених рівнянь [1] для випадку раптово прикладеного моменту, що вигинає. Наведені відповідні графіки моменту, що вигинає. На відміну від відомих раніше рівнянь [2], швидкості розповсюдження фронтів продольних та поперечних хвиль співпадають із швидкостями аналогічних хвиль у теорії пружності.

Ключові слова: асимптотико-груповий аналіз, уточнені динамічні рівняння вигину балки, квазіфронт, момент що вигинає, хвиля що вигинає.

Shamrovskiy A., Egarmina L. Research of non-stationary flexural waves distribution in a bar on the basis of the specified model

The process of non-stationary waves distribution in the bending bar with a rectangular cross-section is examined on the basis of the specified equation for the case of suddenly attached bending moment. The proper charts for bending moment are resulted. Unlike to the well-known equations, the speeds of the longitudinal and transversal wave fronts distribution coincide with analogical wave speeds in the elasticity theory.

Key words: asymptotic-group analysis, specified dynamic equalizations of bar bending, quasifront, bending moment, bending wave.

Список литературы

1. Шамровский А. Д. Уточненные динамические уравнения изгиба балки с учетом трехмерной картины напряженно-деформированного состояния в поперечном сечении балки / Шамровский А. Д., Егармина Л. Н. // Сб. научн. тр. по материалам междунар. научн.-практич. конф. «Современные проблемы и пути их решения в науке, транспорте, производстве и образовании-2010». Т. 5. Технические науки. – Одесса : Черноморье, 2010. – С. 28–37.
2. Тимошенко С.П. . Колебания в инженерном деле / С. П. Тимошенко – М. : «Наука», 1967. – 444 с.
3. Бабаков И. М. Теория колебаний / И. М. Бабаков – М. : «Наука», 1968. – 559 с.
4. 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.
5. Скрыпник И. А. Двумерное моделирование трехмерных продольных волн в плоском слое./ И. А. Скрыпник, А. Д. Шамровский // Математическое моделирование физико-математических полей и интенсификация промышленного производства – Запорожье, 1995. – С. 43–50.
6. Шамровский А. Д. Асимптотико-груповой анализ дифференциальных уравнений теории упругости / А. Д. Шамровский – Запорожье, Изд-во ЗГИА, 1997 – 169 с.

Одержано 27.01.2011

ДИНАМІКА ПРИВОДА ПОДАЧ ВЕРСТАТА ДЛЯ ТОРЦЕВОГО ФРЕЗЕРУВАННЯ З ДИСКРЕТНОЮ ПОДАЧЕЮ ПРИ ВІДСУТНОСТІ РІЗАННЯ

У статті наведено теоретичні дослідження математичної моделі нового способу фінішної обробки плоских поверхонь деталей торцевим лезовим інструментом, оснащеним НТМ, з дискретним рухом подач при відсутності процесу різання. Патент України на винахід № 94184 від 11.04.2011 р.

Опис нового способу наведений в роботі [1].

Ключові слова: обробка плоских поверхонь фрезеруванням.

Процес видалення припуску при фінішній обробці плоских поверхонь торцевим лезовим інструментом з формоутворюючими елементами, оснащеними круглими пластинками з НТМ, розробленим способом можна розглядати як обробку торцевою фрезою з одним ножем, яку часто застосовують при дослідженнях процесу фрезерування. Відміна полягає в тому, що траєкторія відносного руху вершини ножа (інструмент-оброблювана поверхня) при традиційному процесі (наявність руху подач у процесі різання) уявляє собою криву-трохоїду. При відсутності подачі в процесі різання траєкторія уявляє собою криву-коло.

Для аналізу процесу фрезерування як однозубою фрезою методом дискретних подач без різання скористаємося математичною моделлю позиційного приво-

ду з передачею гвинт-гайка кочення [2]. На рисунку 1 наведено його принципову схему (а) та динамічну модель (б).

У даному позиційному приводі мають місце складні робочі процеси. Вони проявляються в наявності суттєвих нелінійностей характеристик окремих вузлів привода. Основними нелінійними є сили сухого та змішаного тертя, люфти і зазори в кінематичних парах. Це, зокрема, люфт у передачі гвинт-гайка, зазори між зубцями шестерень у редукторі, зазори в підшипниках. У прецизійних приводах люфти і зазори зведені до мінімуму, а сили тертя мають характеристики близькі до лінійних. Цього досягнуто використанням спеціальної системи змащування, застосуванням передачі гвинт-гайка кочення.

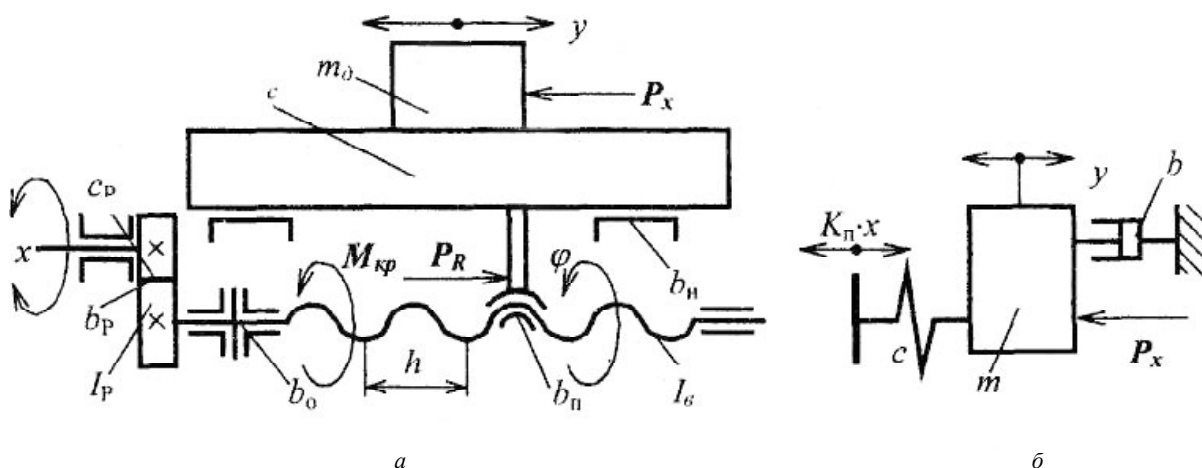


Рис. 1. Принципова схема (а) позиційного механічного привода з передачею гвинт-гайка та його динамічна модель (б): y – переміщення стола; P_x – корисне навантаження; m_d , m_c – маси заготовки та стола відповідно; I_g – момент інерції гвинта; I_p – момент інерції редуктора; b_w , b_n , b_o , b_p – коефіцієнти опору, відповідно, напрямних стола, пари гвинт-гайка, підшипників гвинта та редуктора; c_p – еквівалентна крутильна жорсткість редуктора; P_R – зусилля, яке діє з боку гвинта на стіл; M_{kp} – крутний момент в перерізі гвинта; φ – кут повороту гвинта; h – крок гвинта; x – кут повороту приводного вала

Для аналізу процесу розглянемо математичну модель привода [2], що складена із застосуванням рівняння Лагранжа 2-го роду.

При розробці математичної моделі характеристики всіх окремих елементів привода прийняті лінійними. Вважається, що всі залежності є однозначними, люфти і зазори в кінематичних парах відсутні.

Диференціальне рівняння руху стола матиме вигляд:

$$\ddot{x} + 2\zeta\omega_n\dot{x} + \omega_n^2x = K\ddot{\theta} + \dots \quad (1)$$

де T – кінетична енергія механічної системи позиційного привода; Π – потенціальна енергія системи, що визначає консервативну складову узагальненої сили; R – дисипативна функція Релея, що враховує дисипативну складову узагальненої сили; Q – узагальнена сила, що діє на привод ззовні.

Кінцево диференціальне рівняння руху стола матиме вигляд:

$$T\ddot{x} + R\dot{x} + \Pi(x) = Q(x, \dot{x}, \ddot{x}) \quad (2)$$

де

$$T = \frac{h}{2\pi} \sqrt{\frac{m}{c_p}}; \quad \zeta = \frac{h}{4\pi} \cdot \frac{b}{\sqrt{mc_p}}; \quad K = \frac{h^2}{4\pi^2 c_p}.$$

Це рівняння є математичною моделлю у нормалізованому (стандартному) вигляді.

Для аналізу динамічних процесів у приводі використаємо динамічну характеристику системи у вигляді перехідної функції. Перехідна функція привода визначає відхилення положення стола від номінального значення при ступінчастій зміні нормованого корисного навантаження на стіл у вигляді:

$$x(t) = \dots$$

Для нульових початкових умов розв'язок рівняння (2) матиме вигляд:

$$x(t) = \dots \quad (3)$$

Процес фрезерування однозубою фрезою методом дискретних подач можна представити у вигляді послідовних циклів (один повний оберт фрези – схема рисунку 2), які складаються з періоду підводу (точки 1'–1за годинниковою стрілкою) та періоду обробки (точки 1–1' (рис. 2)).

Обробка фрезеруванням виконується при відсутності подачі та з фіксацією положення стола, тому динамічні впливи можна прийняти мінімальними.



Рис. 2. Схема циклу обробки заготовки торцевим фрезеруванням. Дуги (кути повороту фрези):

1–2 – сектор розташування формуючих елементів; 1–1' – процес різання; 3–4 – розтискання стола з заготовкою; 4–5 – переміщення стола (дискретна подача); 5–6 – затискання стола з заготовкою; 3–3' і 6'–6 – періоди динамічних процесів

Підведення заготовки до фрези на величину подачі на оберт, $S_{об}$ виконується без різання, тому у рівнянні (2) виключається складова сили різання $Q = P_x$. Відповідно, дещо спрощується його розв'язок. Для нульових початкових умов ($Y_0 = V_0 = 0$) розв'язок рівняння матиме вигляд:

$$x(t) = \dots \quad (4)$$

Після виконання розрахунків перехідних процесів (проведених у програмному середовищі MathCAD 14) за даними, що відповідають параметрам існуючого фрезерного верстата з ЧПУ мод. ГФ2171С6, були отримані результати, наведені на рисунку 3.

У цілому, отримані результати відповідають даним, наведеним у [2], амплітуда динамічної похибки привода становить приблизно 70 % статичної похибки, змінюється за затухаючим законом з періодом до 10 мс, затухання більше ніж у 10 разів відбувається за три повних періоди.

Динамічна похибка виникає у момент початку руху стола та у момент зупинки. Тобто, для мінімізації динамічних впливів на точність позиціонування після підведення заготовки до фрези перед фіксацією положення стола необхідна витримка часу до 30 мс (точки 5–6 (рис. 2)).

Величину сили, що виникає при зупинці стола можна оцінити, у першому наближенні, як добуток маси стола на середнє прискорення гальмування (ma).

Наприклад, час зупинки 12 мс, а швидкість підводу – 20 мм/с. Тоді, середнє прискорення гальмування $a = v/t = 0,02/0,012 = 1,6 \text{ м/с}^2$. Сила гальмування $F = 250 \cdot 1,6 = 400 \text{ Н}$.



a



б

Рис. 3. Динамічна похибка стола верстата: *a* – крайня позиція стола з найменшою жорсткістю гвинта (найбільша його довжина); *б* – позиція стола з найбільшою жорсткістю гвинта (ступінчастий вплив – $1H$)

Таблиця 1 – Проміжні значення розрахункових параметрів динамічної моделі позиційного приводу з передачею гвинт-гайка кочення (рис. 1) для випадку *a* (рис. 3)

№ з/п	Початкові параметри	Значення	Проміжні параметри	Значення
1	Крок гвинта	0,01 м	Момент інерції зубчатої передачі	$0,005 \text{ кг м}^2$
2	Діаметр гвинта	0,05 м	Момент інерції гвинта	$0,0072 \text{ кг м}^2$
3	Довжина гвинта	1,2 м	Полярний момент інерції перерізу вала	$6,133 \cdot 10^{-7} \text{ м}^4$
4	Маса гвинта	16 кг	Полярний момент інерції перерізу гвинта	$1,57 \cdot 10^{-8} \text{ м}^4$
5	Маса столу	250 кг	Приведена маса приводу	5060 кг
6	Маса зубчатого колеса 1	1 кг	Приведена крутна жорсткість приводу	5974 н м
7	Діаметр зубчатого колеса 1	0,08 м	Коефіцієнт опору b^*	100000 н м/с
8	Діаметр зубчатого колеса 2	0,16 м	K	$4,25 \cdot 10^{-9} \text{ м/н}$
9	Маса зубчатого колеса 2	4 кг	ξ	0,145
10	Довжина валу	0,04 м	T	0,00147 с

Таблиця 2 – Цикл обробки на верстаті з подачею періодичного підведення ($n = 400$ об/хв, час циклу – 150 мс)

№ з/п	Точки циклу (для рисунку 2)	Час	Зміст	Примітка
1	1–2	$30^\circ \rightarrow 12,5 \text{ мс}$	Сектор розташування формують елементів	30° (входить в час процесу різання)
2	1–1'	$60^\circ \rightarrow 25 \text{ мс}$	Процес різання	60°
3	3–4	$48^\circ \rightarrow 20 \text{ мс}$	Розтискання стола з заготовкою	48°
4	4–5	$0,5 \text{ мм за } 25 \text{ мс}$ (60°)	Переміщення стола з заготовкою	60°
5	5–6	$96^\circ \rightarrow 40 \text{ мс}$	Затискання стола з заготовкою	96°
6	3–3' і 6'–6	$96^\circ \rightarrow 40 \text{ мс}$	Періоди динамічних процесів і запас часу	96°
7	Разом	150 мс		360°

Пропорційно зростанню сили (максимум), від 1 до 400 Н, може зрости величина динамічної похибки до 1 мкм, статична – до 2 мкм.

Головною умовою впровадження способу обробки торцевим інструментом без робочих подач є застосування сучасних верстатів з швидкодіючими системами числового програмного управління. У приводах подач таких верстатів застосовуються електродвигуни (постійного струму, асинхронні змінного струму, в тому числі лінійні, крокові тощо) з механічними передачами на робочий орган верстага. У переважній більшості сучасних верстатів застосовуються сервоприводи.

Основою слідкуючого електропривода подачі є типовий комплектний електропривід, що регулюється за швидкістю (контур швидкості). Вони мають широкий діапазон регулювання швидкостей, високу швидкодію, з необхідною якістю перехідних процесів. У верста-

тах з ЧПУ регульований привод перетворюють у відстежуючий за допомогою зворотного зв'язку за положенням. Сигнали заданого і реального переміщення порівнюються, і виробляється сигнал розузгодження, який після перетворення в аналогову форму поступає на вхід регульованого привода. В системі ЧПУ реалізується елемент порівняння (компаратор) і П – регулятор положення. Ця операція вимагає більшої уваги [3].

Як видно з наведеного графіка, при діаметрі фрези 250 мм (розташування найближчого до осі обертання формоутворюючого елемента) є можливість проводити обробку плоскої поверхні загартованої заготовки інструментом, оснащеним НТМ зі швидкістю 1,3...6,5 м/с.

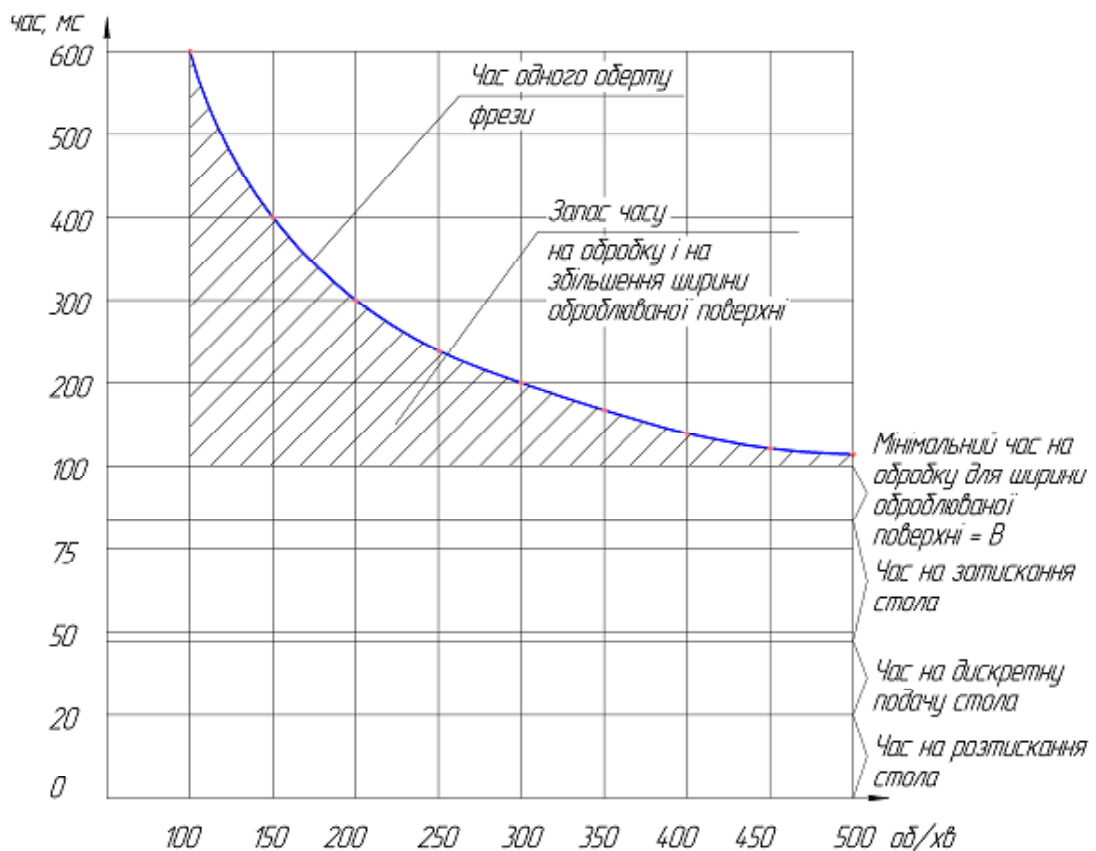


Рис. 4. Графік витрат часу на здійснення дій, пов'язаних з одним оборотом фрези при обробці з дискретною подачею

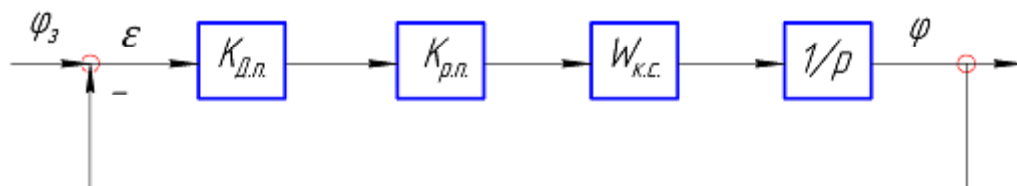


Рис. 5. Структурна схема слідкуючого електропривода

Основою електроприводу є контур швидкості. В прямий ланцюг приводу включені ланки, що описують регулятор положення і датчик положення з коефіцієнтами перетворення, відповідно, $K_{p.n}$ і $K_{Дп}$.

Можливо прийняти, що контур швидкості налічує властивості динамічної ланки другого порядку і має передаточну функцію:

$$\frac{K_{к.с.}}{s^2 + 2\xi_{к.с.}\omega_{к.с.}s + \omega_{к.с.}^2} \quad (5)$$

де $\omega_{к.с.}$ – власна частота; $\xi_{к.с.}$ – коефіцієнт демпфування; $K_{к.с.}$ – статичний коефіцієнт перетворення контуру швидкості.

Передаточні функції за кутом φ повороту вала двигуна:

$$\frac{K_{к.с.}}{s^2 + 2\xi_{к.с.}\omega_{к.с.}s + \omega_{к.с.}^2} \quad (6)$$

і за помилкою Δ слідкуючого привода:

$$\frac{K_{к.с.}}{s^2 + 2\xi_{к.с.}\omega_{к.с.}s + \omega_{к.с.}^2} \quad (7)$$

де φ_3 – завдання по переміщенню (кут повороту);

$\Omega_3 = d\varphi_3 / dt$ – швидкість зміни завдання (пропорційна швидкості подачі);

t – поточний час;

$D = K_{Дп} \cdot K_{p.n} \cdot K_{к.с.}$ – добротність за швидкістю, що чисельно дорівнює статичному коефіцієнту перетворення привода.

На основі залежності (7) максимально допустиме значення добротності за умовою стійкості слідкуючого привода дорівнює:

$$\eta = 0,25$$

У реальних умовах роботи привод повинен мати необхідний запас стійкості, а добротність його знижена до рівня:

$$\eta = 0,2$$

де $\eta = D / D_{\max}$ – відносна добротність.

Слід зазначити, що добротність слідкуючого привода прямо пропорційна власній частоті і коефіцієнта демпфування контуру швидкості:

$$\eta = \frac{D}{D_{\max}} = \frac{K_{к.с.}}{K_{к.с.}} \cdot \frac{\omega_n}{\omega_{к.с.}} \quad (8)$$

де $\nu_n = \omega_n / \omega_{к.с.}$ – відносна полоса пропускання слідкуючого привода:

$$\nu_n = 1 \quad (9)$$

З формули (9) слідує, що $\nu_n = 1$ (а також $\omega_n = \omega_{к.с.}$), при $\eta = 0,414$ і будь-якому $\xi_{к.с.}$.

Приблизно при $\eta < 0,4$ $\nu_n \approx 2,5\eta$.

Амплітудно-фазова частотна характеристика розімкнутої системи слідкуючого електроприводу дорівнює:

$$\frac{K_{к.с.}}{s^2 + 2\xi_{к.с.}\omega_{к.с.}s + \omega_{к.с.}^2} \quad (10)$$

де $j = \sqrt{-1}$.

Визначимо частоту ν_n , при якій годограф АФЧХ пересікає дійсну вісь. Якщо прирівняти уявну частину виразу (8) до нуля, знайдемо $\nu_n = 1$, а $\xi_{к.с.} = 0,5$.

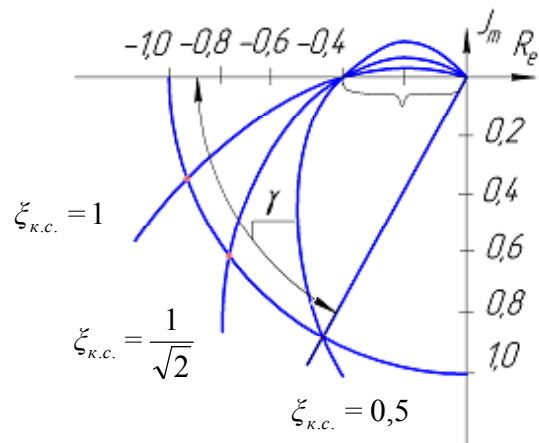


Рис. 6. АФЧХ розімкнутої системи слідкуючого привода

Відносна добротність η уявляє собою величину зворотню запасу стійкості за модулем. Він, звичайно, дорівнює: $8 \div 12$ дБ.

Звідси відносна добротність привода повинна знаходитись у межах $0,25 \leq \eta \leq 0,4$.

На рисунку (6) Δ – запас стійкості по фазі. Він пов'язаний з частотою зрізу ν_c такою залежністю:

$$\Delta = 180^\circ - \arctan(\nu_c)$$

Але найважливішим при впровадженні способу обробки без робочих подач є забезпечення перехідних процесів слідкуючого привода. Автор роботи (1), пропонує використання попередніх оцінок, що отримані за частотними характеристиками, знаходить по-

казник коливальності M як максимум модуля АЧХ замкнутої системи приводу за кутом повороту вала двигуна

$$\text{[Blank box]} \quad (11)$$

Диференціюючи цей вираз, отримаємо частоту, що відповідає наведеному максимуму:

$$\text{[Blank box]} \quad (12)$$

За залежностями (7) і (8) можна побудувати амплітудно-частотну характеристику і знайти залежність показника коливальності M слідкуючого приводу від коефіцієнта демпфування контуру швидкості.

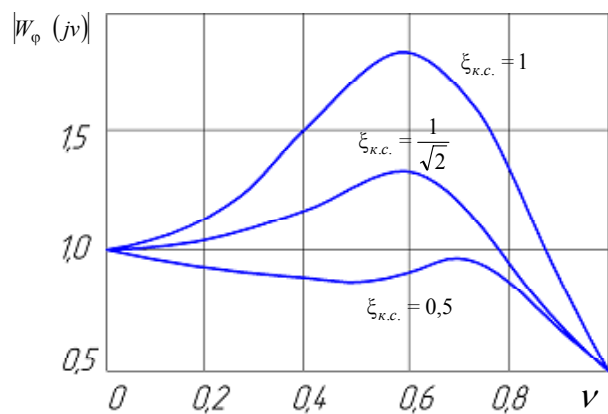


Рис. 7. АЧХ слідкуючого приводу

У верстатних електроприводах забезпечується практично лінійна залежність $M(\xi_{к.с.})$ у межах зміни $\xi_{к.с.}$.

Показник коливальності слідкуючого приводу $M = K_1 + K_2 \xi_{к.с.}$, де коефіцієнти K_1 і K_2 є функціями відносної добротності η . Їх можна визначити за графіком (рис. 6) або за емпіричними формулами: [Blank box]; [Blank box].

У зв'язку з тим, що коефіцієнт K_1 достатньо малий, можна прийняти пряму пропорційність: $M = K_2 \xi_{к.с.}$.

Автор роботи [3] робить з наведених вище міркувань висновок про те, що показники якості слідкуючого і регульованого приводів електроприводу прямо

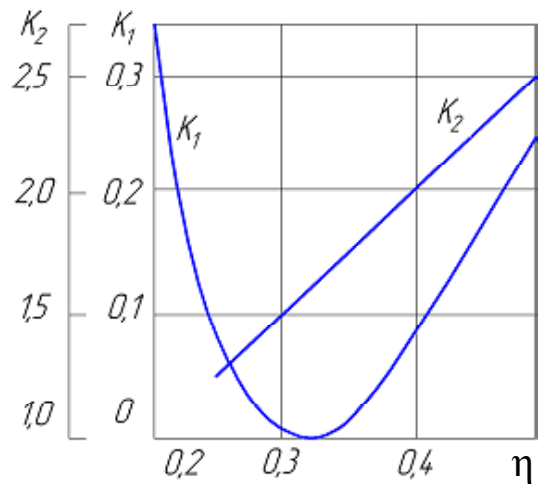


Рис. 8. Залежність коефіцієнтів K_1 і K_2 від відносної добротності η .

протилежні: мала коливальність регульованого приводу (в разі великого значення $\xi_{к.с.}$) викликає значну коливальність слідкуючого і навпаки. В нашому випадку повинен застосовуватись регульований привод подач.

Як варіант, що суттєво спрощує схему управління приводом подач, розглядається можливість запровадження крокового двигуна з дискретністю кута повороту вала (якоря) $1,5^\circ$ або навіть $0,5^\circ$. Швидкість обертання таких двигунів визначається чистотою імпульсів. Важливою характеристикою крокових двигунів є їх роздільна здатність (здатність «відпрацювати» команди, що подаються на них без пропусків хоча б одного імпульсу напруги). При миттєвому перепаді частот у режимі пуску роздільна здатність крокових двигунів складає біля 2000 Гц. Дуже важливим є те, що крокові двигуни можуть працювати в силовому приводі, тобто безпосередньо приводити в рух робочий орган верстата.

Список літератури

1. Мельничук П. П. Новый способ финишной обработки плоских поверхностей деталей торцевым лезовым инструментом / П. П. Мельничук, В. Ю. Лоев // Процеси механічної обробки в машинобудуванні. Зб. наук. праць. ЖДТУ – 2009. – Вип. 7. – С. 178–196.
2. Струтинський В. Б. Математичне моделювання металорізальних верстатів / В. Б. Струтинський, П. П. Мельничук. – Житомир: ЖІТІ. – 2002. – 570 с.
3. Михайлов О. П. Влияние параметров комплексного регулируемого электропривода на характеристики следящего привода станков / О. П. Михайлов // Станки и инструменты. – 1991. – № 3. – С. 27–29.

Одержано 15.11.2011

Мельничук П.П., Лоев В.Е., Степчин Я.А. Динамика привода подачи станка для торцевого фрезерования с дискретной подачей при отсутствии резания

В статье приведены теоретические исследования математической модели нового способа финишной обработки плоских поверхностей деталей торцевым лезвийным инструментом, оснащенных СТМ с дискретным движением подачи при отсутствии процесса резания. Патент Украины на изобретение № 94184 от 11.04.2011 г.

Описание нового способа приведено в работе [1].

Ключевые слова: обработка плоских поверхностей фрезерованием.

Melnychuk P., Loev V., Stephyn Y. Dynamics of feed machines for face milling with a discrete feeding in the absence of cutting

Theoretical research of new mathematical model of tools 'flats final processing by face-blade instrument equipped with ultra-hard material with discrete feeding movement for lack of cutting process are given. Patent of Ukraine for invention № 94184, 11.04.2011.

Key words: processing of flats by milling.

УДК 531.314

Канд. физ.-мат. наук И. А. Костюшко¹, канд. физ.-мат. наук С. П. Швыдка¹,
А. В. Куземко²

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

РОЛЬ ПАРАМЕТРИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА В СТАБИЛИЗАЦИИ ВЯЗКОУПРУГОГО СТЕРЖНЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СЛЕДЯЩЕЙ СИЛЫ

Дестабилизация равновесия неконсервативных систем малыми диссипативными силами обнаружена на примере рассмотрения двойного маятника с вязкоупругими шарнирами, на который действует следящая сила [1]. Дестабилизация также обнаруживается и при рассмотрении континуальных моделей. Например, в [2] рассматривается консольно закрепленный стержень, изготовленный из вязкоупругого материала, и на который действует следящая сила. Таким образом, в пространстве параметров этих задач существует область, в которой равновесие системы без диссипации устойчиво, а при наличии малой диссипации – неустойчиво. Эта область имеет конечную меру при стремлении коэффициента вязкости к нулю. В публикуемой работе анализируется возможность параметрической стабилизации неустойчивой прямолинейной формы консольно закрепленного стержня, на который действует следящая сила.

Ключевые слова: вязкоупругий стержень, стабилизация, параметрический резонанс.

Постановка задачи и уравнения движения

Рассматривается консольно закрепленный стержень, на свободный конец которого действует следящая сила P (рис. 1). Стержень изготовлен из вязкоупругого материала с законом деформирования Кельвина-Фойхта $\sigma = E\varepsilon + \nu \dot{\varepsilon}$, где $\sigma, \varepsilon, E, \nu$ – соответственно напряжение, деформация, модуль упругости и время релаксации. Предполагается, что основание $x = 0$ может совершать гармонические колебания вдоль невозмущенной прямой $y = 0$ (прямолинейной формы) по закону $x_0 = \varepsilon_0 \cos \omega t$, x_0 – неподвижная ось, коллинеарная оси x .

Линеаризованное в окрестности прямоугольной формы $y = 0$ уравнение движения стержня с граничными условиями имеет вид



$$\dots \quad (1)$$

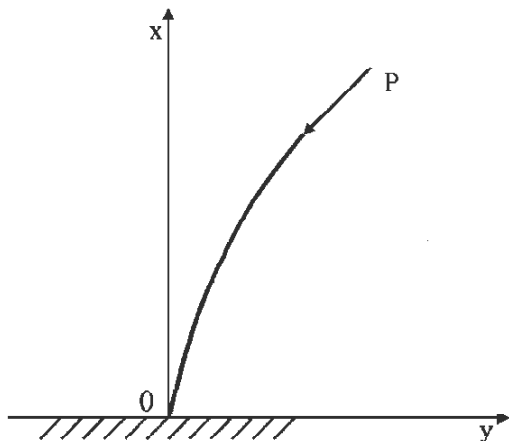


Рис. 1.

где EI – жесткость сечения стержня при изгибе, m – линейная плотность стержня.

Редукция к системе дифференциальных уравнений

Решение уравнения (1) ищем в виде ряда

$$\dots \quad (2)$$

Функции $z_k(\xi)$ являются решениями краевой задачи

$$\dots \quad (3)$$

и имеют вид

$$\dots \quad (4)$$

где $\delta_k^2 = \lambda_k \mu$, причем δ_k являются корнями уравнения

$$\dots \quad (5)$$

Первые два наименьших корня уравнения (5) приближенно равны $\delta_1 = 1,875$, $\delta_2 = 4,694$. Соответственно $\gamma_1 = 1,362$, $\gamma_2 = 0,982$. Система функций $\{z_k(\xi)\}$ ($k = 1, 2, \dots$) на отрезке $[0, 1]$ удовлетворяет условию ортогональности

$$\dots \quad (6)$$

Подставляя (2) в исходное уравнение (1), умножая на $z_i(\xi)$ и интегрируя от 0 до 1 и учитывая условие ортогональности (6), получим относительно $u_k(\tau)$ бесконечную систему обыкновенных дифференциальных уравнений. Ограничимся рассмотрением системы двух уравнений для $u_1(\tau), u_2(\tau)$. Эта система такова

$$\dots \quad (7)$$

$$\dots \quad (8)$$

где точка означает производную по τ . Малость ε означает, что амплитуда параметрического возбуждения мала по сравнению с длиной стержня.

Вычисления по формулам (8) приводят к числовым значениям:

$$\dots$$

Для модели упругого стержня ($k = 0$) при отсутствии параметрического возбуждения ($\varepsilon = 0$) прямолинейная форма $y(x, t)$ устойчива при $p < p_0 \cong 20,15$ [3]. В этом случае характеристическое уравнение системы (7) при $k = \varepsilon = 0$ имеет две пары чисто мнимых корней $\pm i\omega_1, \pm i\omega_2$, причем частоты ω_1, ω_2 зависят от двух параметров μ и p . Пусть теперь $k > 0$, а параметрическое возбуждение по-прежнему отсутствует: $\varepsilon = 0$. Применение критерия Рауса-Гурвица дает следующий результат. Условие асимптотической устойчивости сводится к положительности третьего гурвицева определителя Δ_3 , который приводится к виду

$$\dots$$

Коэффициент при k^2 положителен, а функция $f(p) = 473,12 - 37,11p - 1,459p^2$. Неравенство $f(p) > 0$ выполняется при $p < p_1 \cong 9,328$ и при достаточно малом $k \approx \varepsilon$ является условием асимптотической устойчивости.

Очевиден эффект падения критической нагрузки при наличии малой вязкости. Возникает задача о возможности стабилизации прямолинейной формы вязкоупругого стержня параметрическим возбуждением в области $p_1 < p < p_0$. Эта задача решается ниже.

Комбинационные резонансы. Эффект стабилизации

Сделаем в системе (7) замену переменных

$$\dots$$

После этой замены система (7) примет вид

$$\dots \tag{9}$$

В (9) коэффициенты d_{ij}^0, f_{ij}^0 выражаются через $e_{ij}, f_{ij}, \delta_1, \delta_2, p, \mu$.

Границу устойчивости системы (9) будем искать методом осреднения. Для этого приведем систему (9) к стандартному виду многочастотной системы с помощью замены переменных $v_i = r_i \sin \varphi_i, \dot{v}_i = r_i \omega_i \cos \varphi_i$ ($i = 1, 2$). В новых переменных r_i, φ_i система (9) имеет вид

$$\dots \tag{10}$$

Рассмотрим сначала комбинационный резонанс $\omega_1 + \omega_2 - 1 = 0$. Этому резонансу на плоскости (μ, p) соответствует кривая (рис. 2). Введя расстройку $\Delta_1 = \omega_1 + \omega_2 - 1, \Delta_1 \approx \varepsilon$ и сделав замену переменных $\varphi_1, \varphi_2, \tau \rightarrow \varphi_1, \varphi_2, \theta, \theta = \varphi_1 + \varphi_2 - \tau$ приведем систему уравнений (10) к виду, в котором резонанс устранен за счет увеличения на единицу числа медленных переменных. Осредняя эту систему по быстрым переменным φ_1, φ_2 , получим уравнения, описывающие эволюцию медленных переменных, для которых

сохранены прежние обозначения

$$\dots \tag{11}$$

На границе устойчивости система (11) имеет ненулевое стационарное решение, которое находится из уравнений

$$\dots \tag{12}$$

Условием существования стационарного решения является равенство нулю определителя, составленного из коэффициентов при r_1, r_2 во втором и третьем уравнениях

$$\dots \tag{13}$$

Заметим, что соотношение (13) может быть выполнено только при $\chi > 0$. Исключая r_1, r_2, θ из уравнений (12) с учетом (13), получим, с точностью до величин порядка ε^2 , уравнение границы области устойчивости

$$\dots \tag{14}$$

Численный расчет показал, что на резонансной кривой $\omega_1 + \omega_2 - 1 = 0$ параметр $\chi > 0$ только при $p_1 < p < p_0$. Если $0 < p < p_1$, то $\chi < 0$. Отсюда следует, что граница устойчивости существует в области, где прямолинейная форма вязкоупругого стержня неустойчива. В качестве примера построения границы устойчивости была взята на резонансной кривой $\omega_1 + \omega_2 - 1 = 0$ точка Q, которой отвечают значения параметров \dots . Граница устойчивости изображена в плоскости $(p\mu^{-2}, \varepsilon)$ (рис. 2) при $k = 10^{-2}$.

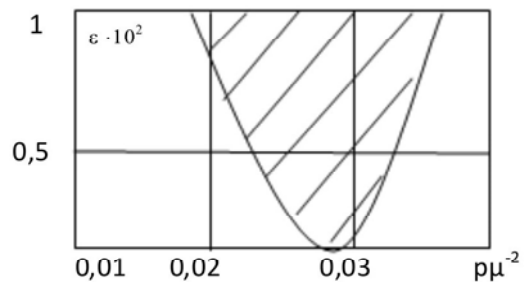


Рис. 2.

Область асимптотической устойчивости заштрихована.

Рассмотрим теперь другой комбинационный резонанс $\omega_1 + \omega_2 = 1$ (рис. 3).

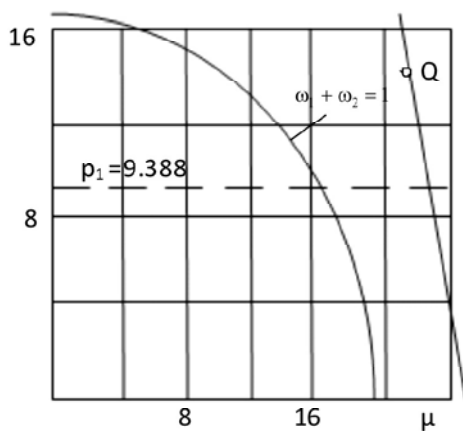


Рис. 3.

Проведя аналогичные вычисления, получим выражение для границы устойчивости

$$\chi = \dots \quad (15)$$

Вычисления показали, что $\chi < 0$ в области $0 < p < p_1$ и \dots при $p_1 < p < p_0$. Это означает, что граница устойчивости существует в области асимптотической устойчивости, т.е. наличие резонанса $\omega_2 - \omega_1 - 1 = 0$ приводит при параметрическом возбуждении к дестабилизации асимптотически устойчивой формы стержня.

Костюшко І.А., Швидка С.П., Куземко А.В. Роль параметричного резонансу в стабілізації в'язкопружного стрижня під дією сили, що стежить

Дестабілізація рівноваги неконсервативних систем малими дисипативними силами виявлена на прикладі подвійного маятника з в'язкопружними шарнірами, на який діє сила, що стежить [1]. Дестабілізація також виявляється і при розгляданні континуальних моделей. Наприклад, у [2] розглядається консольно закріплений стрижень, виготовлений із в'язкопружного матеріалу, на який діє сила, що стежить. Таким чином, у просторі параметрів цих задач існує область, де рівновага системи без дисипації стійка, а при наявності малої дисипації – нестійка. Ця область має кінцеву міру при прагненні коефіцієнта в'язкості до нуля. У роботі аналізується можливість параметричної стабілізації нестійкої прямокутної форми консольно закріпленого стрижня, на який діє сила, що стежить.

Ключові слова: в'язкопружний стрижень, стабілізація, параметричний резонанс.

Kostushko I., Shvidkaya S., Kuzemko A. Parametric resonance role in the stabilization problem of the viscoelastic rod under the follow force action

The stability region of elastic rod is wider compared to small viscous rod. In the parameter space region exists in which equilibrium system without dissipation is stable, but with small dissipation is unstable. Problem of the stabilization by means of parametric exaction is analyzed.

Key words: viscoelastic, rod, stabilization, parametric, resonance.

Отметим следующее важное обстоятельство. Исходный объект исследования описывается уравнением в частных производных (1). При применении метода разделения переменных, оно сводилось к счетной системе обыкновенных дифференциальных уравнений, в которой ограничивались лишь двумя. Строго говоря, одна задача подменялась другой. Однако в задачах о параметрической неустойчивости (асимптотической устойчивости) имеет место близость показателя экспоненциального роста (убывания) решений уравнения (1) аналогичному показателю для конечной системы обыкновенных дифференциальных уравнений. В пределе, когда число уравнений $n \rightarrow \infty$ они совпадают. Строгие формулировки и доказательства соответствующих теорем даны в [4].

Таким образом, рассмотрение комбинационных резонансов показало, что резонанс $\omega_1 + \omega_2 - 1 = 0$ приводит к стабилизации неустойчивой формы упруговязкого стержня посредством параметрического возбуждения. Резонанс $\omega_2 - \omega_1 - 1 = 0$, наоборот, приводит к дестабилизации асимптотически устойчивой формы стержня.

Список литературы

1. Ziegler H. Die Stabilitatskriterien der Elastomechanik / H. Ziegler // Ind. – Arch. 1952. Bd. 20. H. 1. P. 49–56.
2. Bolotin V.V. Effects of damping on stability on stability of elastic system subjected to non-conservative forces / V. V. Bolotin, N. I. Zhinzer // Intern. J. Solids and Structures. 1969. Vol. 5. – N 9. – P. 965–989.
3. Болотин В. В. Неконсервативные задачи теории упругой устойчивости / В. В. Болотин. – М. : Физматгиз, 1961. – 339 с.
4. Якубович В. А. Линейные дифференциальные уравнения с периодическими коэффициентами и их приложения / В. А. Якубович, В. М. Старжинский. – М. : Наука, 1972. – 720 с.

Одержано 19.12.2011

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ УПРАВЛЕНИЯ СОСТОЯНИЕМ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

Построена математическая модель управления состоянием машин и механизмов, учитывающая измерения структурных параметров в различных единицах и особенности их взаимодействия. Предложена численная реализация задачи управления состоянием, допускающая коррекцию структурных параметров и определение моментов диагностических замеров.

Ключевые слова: модель управления; структурные параметры; диагностические замеры.

Введение

В настоящее время годовой ущерб, наносимый только черной металлургии в результате низкой стойкости машин и механизмов и недостаточностью их сроков службы, составляет 16–20 % расходов на содержание всего металлургического оборудования отрасли [1]. Перспективным направлением с точки зрения сокращения затрат на содержание оборудования является оптимизация их сроков службы, которые находятся в прямой зависимости от совершенствования конструирования, выбора эффективных конструктивных материалов, технологии изготовления, значительного снижения эксплуатационных затрат и простоев оборудования. Значительная роль при этом отводится обеспечению своевременной диагностики машин, их основных узлов и механизмов.

В процессе эксплуатации различных машин и механизмов на предприятиях накапливается значительный объем информации. Зачастую информация поступает периодически и носит разрозненный характер, что не дает возможности получать целостное и объемное представление о состоянии машины или механизма на данный момент времени. Кроме того, информация не систематизирована. Для того, чтобы все это учесть, необходимо разработать программно-аппаратные комплексы оценки технического состояния, наиболее перспективные из которых основаны на применении математического моделирования при построении алгоритмов управления состоянием объекта.

В настоящее время в современных системах управления при накоплении значительных объемов информации широко используют банки данных и применяют управляющие алгоритмы [2–4]. Это значительно повышает эффективность производства и сокращает время для оперативного принятия управленческих решений. В [5] описываются подходы к компьютеризованному поиску в процессе диагностирования технически правильного решения по дальнейшему использованию машины, основанные на научно

обоснованном альтернативном выборе и стыковки различных механизмов. Анализ современных публикаций показывает, что большинство из них направлены на решение отдельных технических вопросов повышения безопасной эксплуатации.

Несмотря на то, что в последнее время нарабатан значительный научно-теоретический и методический потенциал в области разработки программно-аппаратных методов и средств управления сложными техническими системами и объектами, все же комплексных и согласованных исследований, практических процедур, инструментов, связанных с управлением состоянием машин и механизмов еще не проводилось. Ни один из существующих методов управления и контроля технического состояния не обеспечивает полного выявления всех дефектов и отказов, возникающих в процессе эксплуатации. Поэтому возникает необходимость в осуществлении процедур управления техническим состоянием машин и механизмов на протяжении длительной эксплуатации.

Материалы и методика исследований

При построении математических моделей состояния машин и механизмов допустимая степень упрощения модели определяется условиями функционирования всей системы. Простейшую математическую модель состояния машин и механизмов можно описать дифференциальным уравнением первого порядка [6]:

$$\dot{x} = -\frac{x}{\tau} + y_i, \quad (1)$$

где x – выходная переменная элемента; τ – постоянная времени; y_i – i -я входная возмущающая переменная.

Исходные данные, заключенные в коэффициентах уравнения (1), в общем случае являются случайными величинами или случайными функциями. Для учета случайного характера всех параметров системы необходимо использовать метод статистических испытаний, путем многократного последовательного проведения расчетов при различных сочетаниях случайных величин. Метод статистических испытаний требует

большого объема экспериментальных данных, так как применяется и для решения задач идентификации – формирования математической модели по результатам экспериментальных исследований.

Задача управления сводится к контролю за состоянием машины или механизма U , если известны значения каждого из структурных параметров: контролепригодности Q_i , износостойкости S_j , надежности L_k , метрологического показателя \dots , т. е. задано n -мерное признаковое множество \dots , \dots . Поскольку структурные параметры могут измеряться в различных единицах и меняться в разных диапазонах, то приобретает большое значение моделирование их взаимодействий.

Теория и анализ полученных результатов

Пусть изменение структурных параметров объекта на временном интервале T обследования может быть представлено моделью вида:

$$x(t) = a^T \cdot u(t) + h(t), t \in T, \tag{2}$$

где \dots – набор случайных коэффициентов;

$u(t) = \{u_j(t)\}_{j=0}^n$ – непрерывные детерминированные функции, характеризующие изменение структурных параметров машины или механизма во времени; $h(t)$ – ошибка модели, определяемая как функция погрешности измерений структурных параметров:

$$\dots, \tag{3}$$

где $f(t)$ – заданная функция.

Представление (2) можно рассматривать как некоторое разложение $x(t)$ по координатному базису \dots , образующему на интервале T систему функций Чебышева. Реализация случайного процесса наблюдается на интервале $T_p \subset T$ с аддитивной ошибкой $e(t)$. Наблюдения образуют последовательность $z = \{z(t_k)\}_{k=1}^p, t_k \in T_p \subset T$. Вероятностные свойства $l(t)$ не определены, а известно только, что

$$|e(t_k)| \leq C(t), t_k \in T_p \subset T, \tag{4}$$

где $C(t)$ – заданная функция.

Модель (2), ограничения (3), (4) на погрешности и изменения составляют исходные сведения для решения задач управления. Ограниченность и неопределённость этих сведений, в частности отсутствие достоверных сведений о вероятностных характеристиках возмущающих факторов, затрудняет получение оце-

нок $x(t), t \in T$ с использованием известных статистических методов. Пусть в зависимости (2) модельные ошибки отсутствуют. Тогда выражение (2) принимает вид:

$$x(t) = a^T \cdot u(t), t \in T. \tag{5}$$

Предположим, что возможен непрерывный контроль $x(t)$, в результате которого получена реализация $z(t)$ на интервале $T_p \subset T$. Тогда с учетом соотношений (3) можно записать:

$$z(t) - c(t) \leq x(t) \leq z(t) + c(t), t \in T_p \subset T. \tag{6}$$

Если функции $x(t)$ образуют на интервале T систему Чебышева, то максимальными реализациями будут экстремальные полиномы Карлина $x(t)^-$ и $x(t)^+$. Кривые $x(t)^-$ и $x(t)^+$ образуют для $t \in T$ конус состояния, в котором гарантированно находится действительная реализация процесса (6). Пусть состояние машины или механизма определяется состоянием контролируемого дискретного выходного параметра $x(t)$:

$$\dots,$$

где $A(t)$ и $B(t)$ – соответственно нижняя и верхняя границы допустимых изменений параметров.

Необходимо определить моменты контроля и коррекции параметра, при которых гарантируется его нахождение в области допустимых значений в течение времени обследования $[0; T]$. При этом необходимо стремиться к тому, чтобы число контрольных замеров и коррекции было по возможности минимальным. Пусть дискретно контролируемый параметр системы $x(t)$, определяющий в процессе обследования состояние, изменяется монотонно (монотонно возрастает). Допустимая область изменения $x(t)$ задана соотношением $0 \leq x(t) \leq D$, где D – верхняя граница допуска на параметр. Параметр контролируется в дискретные моменты с интервалом $\Delta t (i = 0, 1, 2, \dots)$. Управление системой осуществляется в моменты контроля посредством возвращения в нулевое состояние при нахождении в пределах допуска и остановки в момент выхода параметра за границу D . Приращения параметра $x(t)$ по шагам контроля $\xi_i (i = 1, 2, \dots)$ представляют собой независимые функции, имеющие общую функцию распределения $F(x)$. Предположим, в момент контроля t_{p-1} известны все приращения процесса $x(t)$, и процесс находится ниже уровня D . Функция распределения в этом случае принимает вид:

$$\dots,$$

где C – время, затраченное на управление параметром $x(t)$, если он не вышел за допустимый уровень D , $C + \delta$ – время на регулировку вышедшего за допуск параметра $x(t)$ (δ – дополнительное время); t_p – p -й момент контроля; t_z – момент выхода параметра за уровень D .

Пусть по результатам p контрольных изменений строятся экстремальные реализации $x^-(t)$ и $x^+(t)$, $t > t_p$. Пересечения экстремальных реализаций с границами области допустимых значений параметра $A(t)$ и $B(t)$ определяют моменты времени T_A и T_B , минимальный из которых целесообразно принять за момент очередного $(p + 1)$ -го контроля:

$$\dots$$

Моменты времени T_A и T_B находятся решением уравнений:

$$x(t)^- = A(t) \text{ и } x(t)^+ = B(t).$$

В момент времени t_{p+1} выполняется очередное измерение параметра, результат которого z_{p+1} используется для расчётов параметров новых экстремальных реализаций. Определяется очередной промежуток времени, в течение которого параметр не выйдет за допустимые пределы. Если этот промежуток окажется меньше некоторого, наперёд заданного, минимально целесообразного времени эксплуатации $t^{\min}(t_{p+2} - t_{p+1} < t^{\min})$, то в момент времени t_{p+1} следует произвести профилактическую коррекцию параметров $x(t)$. В этом случае задача управления системой состояний принимает вид:

$$\dots \quad (7)$$

где $\dot{x}(t) = (x_1(t), x_2(t), \dots, x_n(t))$ – n - мерный вектор пространства состояний X ;

$u(t) = (u_1(t), u_2(t), \dots, u_m(t))$ – m - мерный вектор пространства управлений U .

Управление состоянием машины или механизма состоит в минимизации функционала

$$\dots \quad (8)$$

на множестве решений системы дифференциальных уравнений (7) с условиями

$$\dots \quad (9)$$

Поставленная задача эквивалентна следующей задаче оптимального управления [7]: для заданной динамической системы, описываемой дифференциальным уравнением вида:

$$\dots \quad (10)$$

минимизировать следующий критерий качества

$$\dots \quad (11)$$

при наличии ограничений $y(t) \leq Y$,

$$\dots \quad (13)$$

и условий
где $y(t)$ – вектор фазовых состояний; $v_\lambda \in V$ – n - мерный вектор управлений; V – пространство управлений.

К решению задачи оптимального управления применим метод динамического программирования в дискретной форме [8]. Предположим, что минимизация (11) на отрезке $[0, T]$ представляет собой N - шаговый процесс принятия решений, продолжительность шага которого равна τ , так что $N \cdot \tau = T$.

$$\text{Пусть } \dots \quad (14)$$

минимальное значение критерия качества (11) в предположении, что используется оптимальное управление и начальное состояние описывается вектором $y(t)$. Тогда применяя принцип оптимальности Р. Беллмана [7] к многшаговым процессам управления, получим систему функциональных уравнений динамического программирования

$$\dots \quad (15)$$

в которых y_k, y'_k удовлетворяют дифференциальному уравнению (10) с краевыми условиями (13), причем

$$\dots \quad (16)$$

Таким образом, получена система функциональных уравнений (15)–(16), которая в дальнейшем может быть решена приближенно с реализацией на ПЭВМ.

Выводы

1. Построена математическая модель управления состоянием машин и механизмов, учитывающая измерения структурных параметров в различных единицах и особенности их взаимодействия в условиях длительной эксплуатации.

2. Предложена численная реализация задачи управления состоянием, допускающая коррекцию структурных параметров и определение моментов диагностических замеров.

3. Управление состоянием машины или механизма состоит в минимизации функционала на множестве решений системы дифференциальных уравнений с начальными условиями и сводится пошагово к системе функциональных уравнений динамического программирования, которая в дальнейшем может быть решена приближенно с реализацией на ПЭВМ.

Список литературы

1. Белошапка А. И. Повышение сроков службы деталей и машин / А. И. Белошапка, М. В. Малахов, В. А. Белошапка //Черная металлургия. – 1990. – № 11. – С. 34–43.

2. Хип Х. Контроль состояния машин и агрегатов / Хип Х. // Schweizer Maschinenmarkt. – 1982. – № 44. – С. 48–52.
 3. Маки С. Цели и содержание технологии диагностики оборудования / Маки С. // Пуранто эндзиниа. – 1980. – № 4. – С. 44–49.
 4. Состояние и тенденции развития средств мониторинга производственного оборудования / Jones B. E. // Cond. Monit. And Diag. Eng. Manag. Proc. COMMADEM 90. – London etc., 1990. – P. 8–11.
 5. Kinzinger K. Di Losung von Bewegungsaufgaben – ein Objekt wissenbasierter Rechnerunterstützung / K. Kinzinger, W. Funk // Neue Meth. und Konzepte Los. Getriebetechn. – Fellbach, 1992. – N 958. – P. 51–72.
 6. Бендат Дж. Прикладной анализ случайных данных / Дж. Бендат, А. Пирсол. – М. : Мир, 1989. – 540 с.
 7. Новицкий П. В. Оценка погрешности результатов измерений / П. В. Новицкий, И. А. Зограф. – Л. : Энергоатомиздат, 1991. – 304 с.
 8. Беллман Р. Динамическое программирование / Беллман Р. // М. : Изд-во Иностранная литература, 1960. – 364 с.

Одержано 12.12.2011

Кадільнікова Т.М., Шінковская І.Л., Засць І.П., Кадільніков С.В. Математична модель управління станом машин і механізмів

Побудовано математичну модель управління станом машин та механізмів, яка обраховує вимірювання структурних параметрів у різних одиницях та особливості їх взаємодії. Запропонована чисельна реалізація, яка корегує структурні параметри та визначення моментів діагностичних замірів.

Ключові слова: модель управління; структурні параметри; діагностичні заміри.

Kadilnikova T., Shinkovskaya I., Zayets I., Kadilnikov S. Mathematical model of machines and mechanisms state management

Mathematical model of machines and mechanisms state management, taking into account the measurement of structural parameters in various units and their interaction was built. Numerical realization of state management tasks, allowing the correction of the structural parameters and defining moments of diagnostic measurements was proposed.

Key words: state management; structural parameter; diagnostic measurements.

УДК 621.923

Ю. Н. Любимый

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ИНТЕНСИВНОСТИ КАВИТАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПО ХАРАКТЕРИСТИКАМ ШУМА

В работе предложена методика определения интенсивности кавитационных процессов в жидкой среде по характеристикам шума. Разработана математическая модель и получена формула для определения мощности акустических колебаний. Построена 3D-модель поверхности, характеризующая зависимость уровня и частоты шума от перепада давления на кавитаторе.

Ключевые слова: кавитационный шум, кавитатор, уровень шума, давление, частота, жидкое смазочно-охлаждающее технологическое средство, проточный стенд, гидродинамическая кавитация.

Введение

В настоящее время жидкие смазочно-охлаждающие технологические средства находят все большее применение в металлообработке. В частности при абразивной обработке требуется подвод в зону резания жидких сред в активированном состоянии. Это позволяет значительно снизить силы резания, уменьшить количество тепла в зоне контакта абразивного инструмента и поверхности заготовки, способствует интенсивной очистке пор шлифовального круга от засаливания, увеличению интервала времени между его правками. Одним из способов активации жидких СОТС может быть их гидродинамическая кавитационная обработка.

Исследование явлений гидродинамической кавитации при приготовлении и восстановлении жидких СОТС позволяет улучшить их эксплуатационные качества и повысить стойкость. При анализе используемых при этом аппаратных средств важным является определение режимов, при которых возникает кавитация и в дальнейшем достигает требуемого уровня интенсивности. Одним из способов, применяемых в гидродинамических исследованиях кавитационных характеристик процессов и устройств, является анализ так называемого «белого шума» [1] или кавитационного шума [2], который занимает широкую полосу частот, простирающуюся вплоть до 1 МГц. Возникновение этого шума является следствием процесса схлопывания каверн. При протекании жидкой среды через сужающийся участок канала (диффузор) скорость потока возрастает. При этом снижается давление в потоке, что приводит к образованию газоздушных каверн. На последующем расширяющемся участке (конфузор) происходят обратные процессы: уменьшение скорости течения жидкой среды, возрастание давления, пульсации и схлопывание кавитационных зародышей с образованием высоких локальных давлений и температур. Это способствует интенсификации физико-химических процессов и активации жидких СОТС.

В зависимости от интенсивности кавитации изменяется количество и размеры пузырьков, что приводит к изменению акустических эффектов. Поэтому спектральный анализ кавитационного шума может быть использован (как косвенный показатель) в частности для анализа интенсивности кавитации. В работах [1, 3] указывается, что при уменьшении диаметра пузырька частота звука увеличивается.

В работах Ильичева В.И., Лесуновского В.П. и других авторов противоречивые объяснения образования акустических колебаний. Предполагается, что при газовой кавитации основной причиной акустических колебаний являются объемные колебания газовых пузырьков (в основном пузырьков воздуха). Воздушные пузырьки, возникшие в вихрях при движении в турбулентном потоке, под действием пульсаций давления возбуждаются и совершают затухающие колебания на собственной частоте. Излучение шума кавитационными пузырьками при паровой кавитации связано с их захлопыванием [4].

Экспериментальные измерения уровня и спектра акустического шума используются в качестве, хотя и косвенного, но доступного источника информации при изучении кавитационных явлений в акустических полях [5].

Многие исследователи указывают на возможность и эффективность применения спектрального анализа кавитационного шума в гидродинамических исследованиях, однако, процесс проведения экспериментов и анализ их результатов нигде не раскрываются, что вызывает определенные проблемы для исследователя.

Методика исследований

При выполнении исследований кавитационной обработки жидких рабочих сред наряду с гидродинамическими показателями нами рассматривались акустические эффекты. Для этого был разработан проточный стенд СП-02, на котором испытывались различные конструкции кавитационных насадок. Схема измерения гидродинамических параметров показана на рисунке 1.

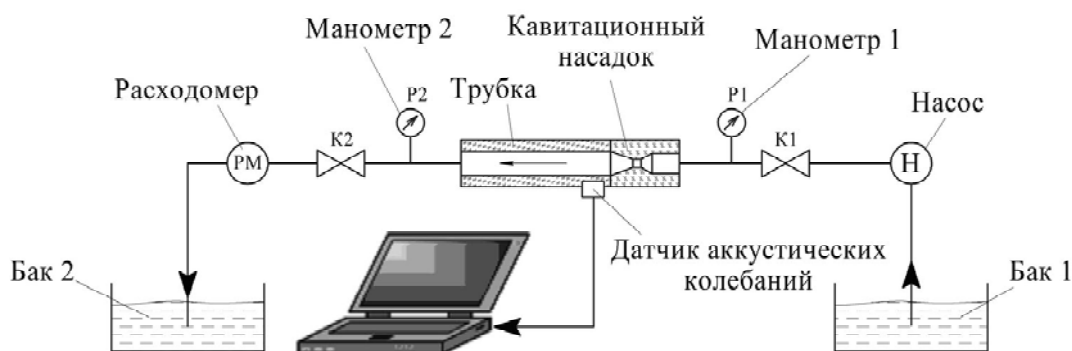


Рис. 1. Схема измерения гидродинамических параметров

Создание напора в системе выполняется при помощи насоса. При этом жидкая среда из бака 1 перекачивалась в бак 2 через кавитационный насадок. Регулировка параметров потока выполнялась кранами $K1$ и $K2$. Контроль давления до и после насадка выполнялся с помощью манометров $P1$ и $P2$, а расход жидкости – счетчиком PM . Процесс визуально наблюдался в трубке, изготовленной из оргстекла, к которой также был подключен микрофон, осуществляющий запись шумов в зоне кавитации при различных значениях давлений $P2$. Внешний вид экспериментального стенда СП-02 показан на рисунке 2.

Запись акустических эффектов при экспериментальных исследованиях выполнялась через микрофон стандартными средствами ОС Windows XP.

В работе Леонова Г.В., Савиной Е.И. [6] для спектрального анализа полученных звукозаписей применяется программа Cool Edit Pro. Для анализа шума нами использовалась более подходящая программа SpectraLAB v.4.32.17, при помощи которой можно

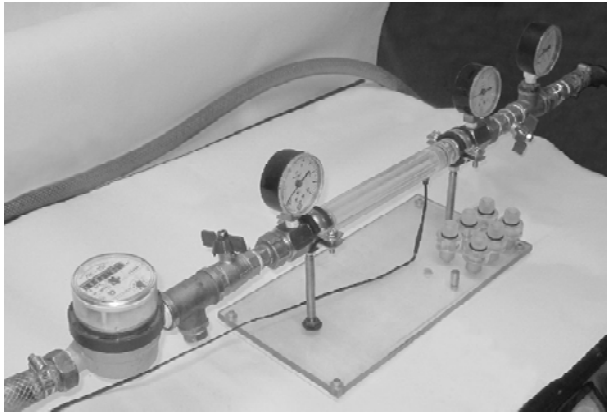


Рис. 2. Внешний вид проточного стенда СП-02

выполнять спектральный анализ в слышимом диапазоне частот как из заранее записанных звуковых файлов, так и непосредственно со звуковой карты.

При проведении эксперимента измерялись параметры расхода жидкости, ее давления и кавитационного шума. При визуальном наблюдении записывались видимые явления кавитации. Были составлены графики, по которым сравнивались гидродинамические и акустические показатели. На рисунке 3 показана амплитудно-частотная характеристика полученной записи кавитационного шума в диапазоне слышимых частот.

На вертикальной оси отмечены значения амплитуд (уровней шума). При этом предварительно был откалиброван опорный уровень измерительной системы микрофон – звуковая карта – программа, относительно которого осуществлялся отсчет. Однако возникновение и развитие кавитации в потоке можно определить при анализе относительных величин звуковых амплитуд [7].

Программный продукт SpectraLAB позволяет сохранить полученную спектрограмму в текстовом формате, т.е. в виде двух линейных массивов. По этим данным, в программном пакете MathCad можно не только построить эту же спектрограмму, но и получить функцию n -го порядка, характеризующую ее на указанном диапазоне частот (см. рис. 4). Предварительные опыты показали, что интенсивное изменение кавитационного шума происходит в диапазоне частот 1–6 кГц, поэтому, этот интервал и был в дальнейшем нами исследован.

Таким образом для всех экспериментальных значений при различных давлениях P и соответствующим их записям кавитационного шума, получаем ряд полиномов, описывающих характер распределения уровней шума на определенном диапазоне частот.

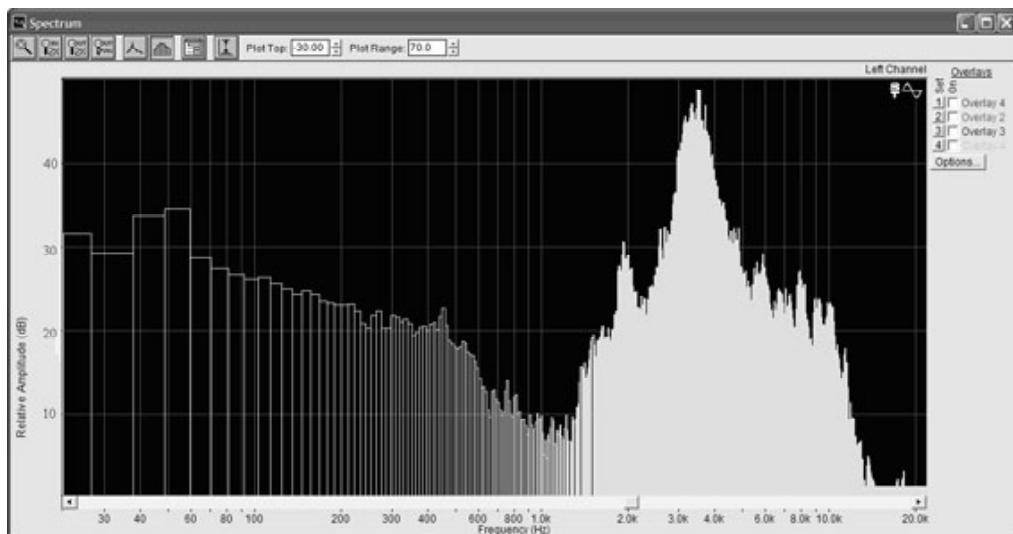


Рис. 3. Амплитудно-частотная характеристика кавитационного шума

Расчетная функция

$$y(x) := a_1 + \frac{a_2 \cdot x}{Kx} + \frac{a_3 \cdot x^2}{Kx^2} + \frac{a_4 \cdot x^3}{Kx^3} + \frac{a_5 \cdot x^4}{Kx^4} + \frac{a_6 \cdot x^5}{Kx^5} + \frac{a_7 \cdot x^6}{Kx^6}$$

$x := 1000, 1001 \dots 6000$

Искомый график и график-шаблон

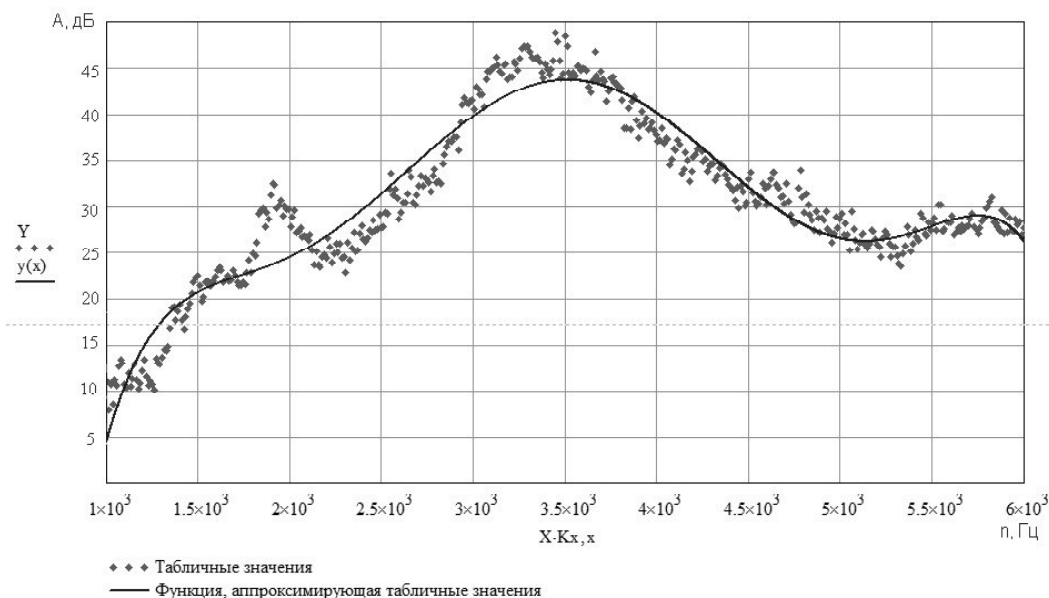


Рис. 4. Построение полинома n -го порядка

Поскольку в данном случае децибел – это безразмерная величина, применяемая для измерения отношения мощности шума, то при известном опорном уровне мощности P_0 получим:

$$\boxed{\phantom{A = 10 \log_{10} \left(\frac{P}{P_0} \right)}} \quad (1)$$

где P_0 – опорный уровень мощности, Вт; P – мощность кавитационного шума, Вт; A – уровень шума, дБ.

Мощность кавитационного шума рассматривалась на всем указанном диапазоне частот. Поэтому, проинтегрируем полученную нами функциональную зависимость в диапазоне частот от f_1 до f_2 и подставим ее в уравнение (1)

$$\boxed{\phantom{A = 10 \log_{10} \left(\frac{1}{f_2 - f_1} \int_{f_1}^{f_2} P(f) df \right)}} \quad (2)$$

Зная уровень мощности, затраченной на генерирование шума можно косвенно судить об энергетике кавитационного процесса. Это может быть использовано при управлении процессами кавитации. На основании экспериментальных данных гидродинамики потока получены амплитудно-частотные характеристики. Для определения частоты, на которой регистрируется максимальное значение амплитуды, дБ опре-

делялись экстремумы функции $y(x)$. Для этого исследованы первая и вторая ее производные. Средствами Mathcad v.14.0 значения частоты и максимальной амплитуды определялись следующим образом:

$$\boxed{\phantom{f_{max} = \text{argmax}(y(x))}}$$

Полученные результаты можно представить в виде двумерных графиков зависимости параметров между собой, либо в виде поверхности в пространстве. К примеру, рассмотрим трехмерное изображение поверхности, характеризующей взаимосвязь между технологическими параметрами при работе одного из кавитаторов (см. рис. 5). По одной координатной оси откладываем частоты кавитационного шума, по второй – амплитуды (мощности), а по третьей – перепад давления в системе. Для этого составим двумерную матрицу B , которая содержит коэффициенты полученных полиномов

$$\boxed{\phantom{B = \begin{bmatrix} a_1 & a_2 & a_3 & a_4 & a_5 & a_6 & a_7 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \end{bmatrix}}}$$

где $a_{i,j}$ – коэффициент полинома $(m-1)$ -го порядка; m – количество коэффициентов полинома; n – количество полиномов.

По данной матрице в пакете MathCad строим пространственную поверхность.

В шлифовальных станках рабочие давления в системах подвода жидких СОТС в основном находятся в пределах до 5–6 кг/см². Поэтому, нами рассмотрен именно этот диапазон значений.

Было установлено, что для данных условий эксперимента наблюдается увеличение амплитуды в диапазоне частот 3–4 кГц. На поверхности (см. рис. 5) хо-

рошо виден участок резкого возрастания амплитуды шума в этом диапазоне, что согласуется с данными гидродинамических исследований и визуальных наблюдений.

Выводы

Предложенная методика позволяет выполнить анализ кавитационных процессов по уровню шума. Это может быть использовано при определении интенсивности процессов кавитации и при исследовании параметров для анализа наиболее эффективных конструкций насадков.

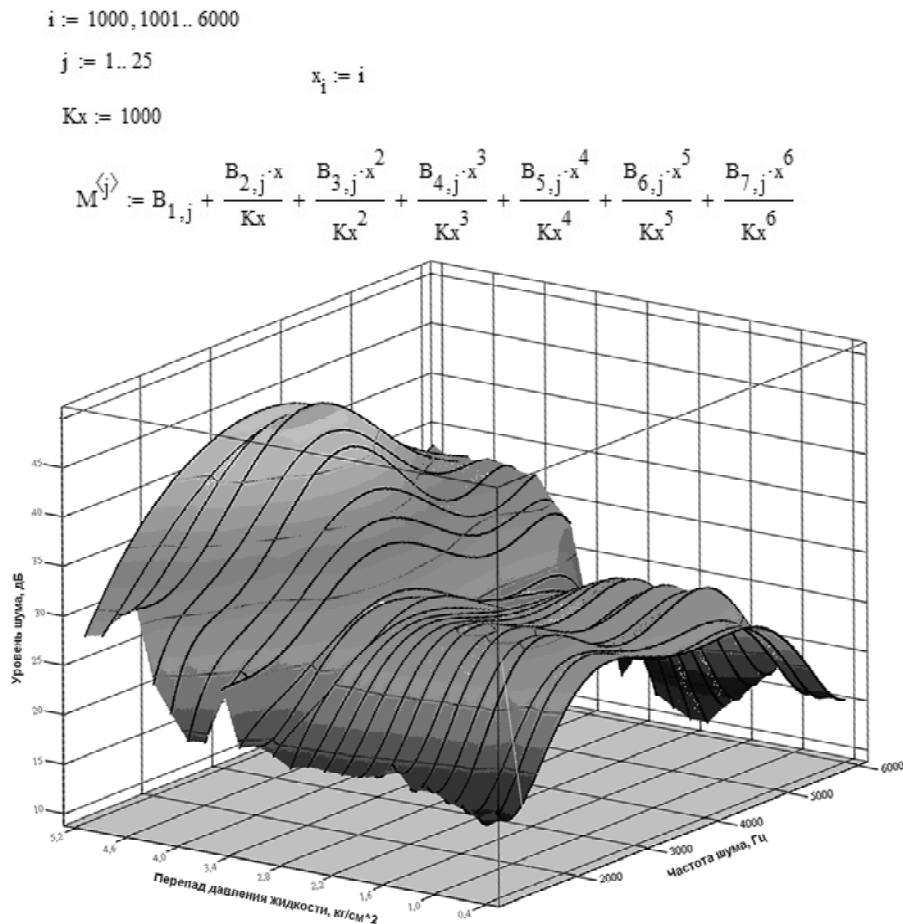


Рис. 5. Трехмерное представление результатов экспериментов

Список литературы

1. Пирсол И. Кавитация / И. Пирсол ; [пер. с англ. Ю. Ф. Журавлева] ; ред., предисл. и дополн. Л. А. Эпштейна. – М. : Мир, 1975. – 95 с.
2. Федоткин И. М. Использование кавитации в технологических процессах / Федоткин И. М., Немчин А. Ф. – К. : Высш. шк. Изд-во при Киевском ун-те, 1984. – 68 с.
3. Электронный ресурс: <http://e-lib.info/book.php?id=1121022043&p=7>.
4. Арзуманов Э. С. Кавитация в местных гидравлических сопротивлениях / Э. С. Арзуманов. – М. : Энергия, 1978. – 304 с.
5. Долинский А. А. Тепломассообмен и гидродинамика в парожидкостных дисперсных средах: теплофиз. основы дискрет.-импульс. ввода энергии / А. А. Долинский, Г. К. Иваницкий. – К. : Наук. думка, 2008. – 381 с.
6. Леонов Г. В. Информационное моделирование кавитационных процессов, инициированных ультразвуковыми осцилляторами / Г. В. Леонов, Е. И. Савина // Бийский технологический институт Алтайского государственного технического университета им. И. И. Ползунова, 2006.
7. Червяков В. М. Использование гидродинамических и кавитационных явлений в роторных аппаратах / В. М. Червяков, В. Г. Однолько. – М. : Машиностроение, 2008. – 116 с.

Одержано 05.09.2011 р.

Любимий Ю.М. Методика визначення інтенсивності кавітаційних процесів за характеристиками шуму

У роботі запропонована методика визначення інтенсивності процесу кавітації у рідкому середовищі за характеристиками шуму. Розроблена математична модель і отримана формула для визначення потужності акустичних коливань. Побудована 3D-модель поверхні, що характеризує залежність рівня і частоти шуму від перепаду тиску на кавітаторі.

Ключові слова: кавітаційний шум, кавітатор, рівень шуму, тиск, частота, рідкий мастильно-охолодний технологічний засіб, проточний стенд, гідродинамічна кавітація.

Liubymiy I. Method of cavitation processes intensity determination using noise descriptions

The method of intensity cavitation processes determination is in-process offered in a liquid environment based on noise description. Mathematical model is built and a formula is got for determination of acoustic vibrations power. The surface 3D-model, characterizing level dependence and noise frequency on the overall pressure on cavitator, is built.

Key words: cavitation noise, cavitator, sound-level, pressure, frequency, liquid lubricating-cooling technological mean, running stand, hydrodynamic cavitation.

УДК 519.6

Канд. техн. наук А. М. Поляков

Национальный технический университет, г. Севастополь

ПРИЛОЖЕНИЕ НОВОГО ЧИСЛЕННОГО МЕТОДА РЕШЕНИЯ СИСТЕМ ПОЛИНОМИАЛЬНЫХ УРАВНЕНИЙ К ЗАДАЧАМ КИНЕМАТИКИ ШАРНИРНЫХ МЕХАНИЗМОВ

Использована новая рекуррентная формула для численного решения систем нелинейных полиномиальных уравнений. Приведенные примеры свидетельствуют о ее эффективности при выборе произвольных начальных приближений.

Ключевые слова: полиномиальное уравнение, система уравнений, численное решение, рекуррентная формула, итерационный процесс, корень полинома.

Постановка проблемы

Математические модели многих физических процессов и систем представляются в форме систем N нелинейных уравнений с неизвестными x_1, x_2, \dots, x_N :



(1)

Кроме того, при использовании численных методов к системам вида (1) сводятся задачи оптимального управления, планирования движений, синтеза механических объектов и многие другие. В связи с этим развитие методов решения таких систем является актуальной задачей не только прикладной математики, но и других разделов науки.

При решении многих практических задач системы нелинейных уравнений могут быть приведены к системам полиномиальных уравнений, которые, в свою очередь, путем формальных процедур, реализующих исключение неизвестных, например, методом резуль-

танта [1] или методом, основанным на вычислении стандартных базисов Гребнера [2], достаточно просто приводятся к треугольной форме [3].

В работе [4] была обоснована рекуррентная формула для нахождения всех действительных корней полиномиальных уравнений и представлен алгоритм ее реализации. Показано, что ее эффективность практически не зависит от выбора начального приближения, которое может быть выбрано произвольным образом. При выборе начального приближения в малой окрестности одного из действительных корней ее сходимость подобна сходимости итерационной формулы Ньютона [5]. При выводе формулы использовалось линеаризованное уравнение (относительно погрешности приближенного значения одного из действительных корней), соответствующее исходному. Аналогичный подход может быть использован и при организации итерационного процесса решения полиномиальных систем уравнений.

Основной целью данной работы является обоснование алгоритма решения полиномиальных систем уравнений, обеспечивающего нахождение всех действительных решений при различных начальных приближениях, который может быть эффективно использован при решении определенного класса практических задач.

Обоснование нового алгоритма численного решения систем нелинейных полиномиальных уравнений

Пусть заданы два полинома

$$p_1(x, y) = \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n a_{m-i, n-j} x^i y^j; \quad p_2(x, y) = \sum_{k=0}^p \sum_{l=0}^s b_{p-k, s-l} x^k y^l, \quad (2)$$

из кольца $R[x, y] = R[x][y]$, $x, y \in \Upsilon$, $a_{m-i, n-j}, b_{p-k, s-l} \in \Upsilon$. Требуется найти действительные корни системы полиномиальных уравнений

$$p_1(x, y) = 0; \quad p_2(x, y) = 0, \quad (3)$$

если они существуют.

Для организации итерационного процесса решения системы (3) произвольным образом зададим начальные приближения действительных корней $r_{0x}, r_{0y} \in \Upsilon$. Очевидно, что при таком подходе значения полиномов $p_1(r_{0x}, r_{0y})$ и $p_2(r_{0x}, r_{0y})$ почти всегда будут отличаться от нуля (возможно весьма значительно). Но, можно предположить, что всегда можно подобрать такие числа $v_{0x}, v_{0y} \neq 1$, что

$$p_1\left(\frac{r_{0x}}{1-v_{0x}}, \frac{r_{0y}}{1-v_{0y}}\right) = 0; \quad p_2\left(\frac{r_{0x}}{1-v_{0x}}, \frac{r_{0y}}{1-v_{0y}}\right) = 0, \quad (4)$$

если полиномы $p_1(x, y)$ и $p_2(x, y)$ имеют хотя бы одну пару действительных корней r_x и r_y .

Умножая левые части (4) на $(1-v_{0x})^m (1-v_{0y})^n$ и $(1-v_{0x})^p (1-v_{0y})^s$, соответственно, и оставляя после преобразований только члены, содержащие v_{0x} и v_{0y} степени не выше первой, приходим к системе линейных уравнений, разрешенных относительно v_{0x}, v_{0y} , которая в матричной форме имеет вид:

$$A_0 U_0 = P_0, \quad (5)$$

где

$$A_0 = \begin{pmatrix} \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n (m-i) a_{m-i, n-j} r_{0x}^i r_{0y}^j & \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n (n-j) a_{m-i, n-j} r_{0x}^i r_{0y}^j \\ \sum_{k=0}^p \sum_{l=0}^s (p-k) b_{p-k, s-l} r_{0x}^k r_{0y}^l & \sum_{k=0}^p \sum_{l=0}^s (s-l) b_{p-k, s-l} r_{0x}^k r_{0y}^l \end{pmatrix}$$

$$U_0 = \begin{pmatrix} v_{0x} \\ v_{0y} \end{pmatrix}; \quad P_0 = \begin{pmatrix} p_1(r_{0x}, r_{0y}) \\ p_2(r_{0x}, r_{0y}) \end{pmatrix}.$$

Если $\det A_0 \neq 0$, будем иметь: $U_0 = A_0^{-1} P_0$ или

$$U_0 = \begin{pmatrix} v_{0x} \\ v_{0y} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{\Delta_{v_{0x}}}{\Delta_0} \\ \frac{\Delta_{v_{0y}}}{\Delta_0} \end{pmatrix}, \quad \text{где}$$

$$\Delta_0 = \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n \sum_{k=0}^p \sum_{l=0}^s \{[(m-i)(s-l) - (n-j)(p-k)] a_{m-i, n-j} b_{p-k, s-l} r_{0x}^{i+k} r_{0y}^{j+l}\},$$

$$\Delta_{v_{0x}} = \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n \sum_{k=0}^p \sum_{l=0}^s \{[(s-l) - (n-j)] a_{m-i, n-j} b_{p-k, s-l} r_{0x}^{i+k} r_{0y}^{j+l}\},$$

$$\Delta_{v_{0y}} = \sum_{i=0}^m \sum_{j=0}^n \sum_{k=0}^p \sum_{l=0}^s \{[(p-k) - (m-i)] a_{m-i, n-j} b_{p-k, s-l} r_{0x}^{i+k} r_{0y}^{j+l}\}.$$

На следующей итерации примем: $r_{1x} = \frac{r_{0x}}{1-v_{0x}}$,

$$r_{1y} = \frac{r_{0y}}{1-v_{0y}}.$$

Продолжая таким же образом далее, на некоторой $I+1$ -й итерации будем иметь:

$$r_{(I+1)x(y)} = \frac{r_{Ix(y)}}{1-v_{Ix(y)}} = \frac{r_{(I-1)x(y)}}{(1-v_{(I-1)x(y)})(1-v_{Ix(y)})} = \frac{r_{0x(y)}}{(1-v_{0x(y)})(1-v_{1x(y)}) \dots (1-v_{(I-1)x(y)})(1-v_{Ix(y)})}, \quad (6)$$

где $v_{Ix(y)}$ – компоненты вектор-столбца U_I , являющиеся ε -решениями уравнения $A_I U_I = P_I$.

Итерационный процесс завершается на J -й итерации если удовлетворяется необходимое условие

$$\|U_J\| = \sqrt{v_{Jx}^2 + v_{Jy}^2} \leq \varepsilon, \quad (7)$$

где $\varepsilon \in \Upsilon$ – некоторое достаточно малое число.

С целью обобщения представим формулу (6) в матричной форме:

$$R_{I+1} = [I^* - U_I^*]^{-1} R_I, \quad (8)$$

где

$$R_I = \begin{pmatrix} r_{Ix} & 0 \\ 0 & r_{Iy} \end{pmatrix}; \quad R_{I+1} = \begin{pmatrix} r_{(I+1)x} & 0 \\ 0 & r_{(I+1)y} \end{pmatrix};$$

$$U_I^* = \begin{pmatrix} v_{Ix} & 0 \\ 0 & v_{Iy} \end{pmatrix}; \quad I^* = \begin{pmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{pmatrix}.$$

Таким образом, получено отображение матричной функции $X = R$ в себя: $F: X \rightarrow X$. В соответствии с принципом сжимающих отображений и теоремами

Банаха и Шредера о неподвижной точке [6], итерационный процесс будет сходящимся, если отображение (8) удовлетворяет условию Липшица, т. е. является сжимающим [7]. Сжимающее отображение должно быть непрерывным, поэтому на каждой итерации (I) необходимо выполнение условия $\Delta_I \neq 0$.

Отметим, что итерационная формула вида (8) может быть обобщена и использоваться при решении полиномиальных систем с конечным числом уравнений $N > 2$. Очевидно, что при этом матрицы, входящие в формулу, будут иметь размерность $N \times N$.

В качестве тестового примера рассмотрим процесс решения системы трех полиномиальных уравнений

$$\begin{aligned} f_1(x, y, z) &= xyz + 10xy - yz + 2 = 0 \\ f_2(x, y, z) &= xy - 3xz - x + y - 1 = 0 \\ f_3(x, y, z) &= x + 3y + z - 5 = 0 \end{aligned} \quad (9)$$

Пусть начальные приближения действительных корней r_{0x}, r_{0y}, r_{0z} , а корректирующие поправки (ошибки), соответствующие им v_{0x}, v_{0y}, v_{0z} . Тогда на нулевой итерации уравнение (5) будет иметь следующий вид:

$$\begin{pmatrix} r_{0y}r_{0z} - 2 & -2 & -10r_{0x}r_{0y} - 2 \\ -r_{0y} + 1 & r_{0x} + 3r_{0x}r_{0z} + 1 & -r_{0x}r_{0y} + r_{0x} - r_{0y} + 1 \\ -3r_{0y} - r_{0z} + 5 & -r_{0x} - r_{0z} + 5 & -r_{0x} - 3r_{0y} + 5 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} v_{0x} \\ v_{0y} \\ v_{0z} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} f_1(r_{0x}, r_{0y}, r_{0z}) \\ f_2(r_{0x}, r_{0y}, r_{0z}) \\ f_3(r_{0x}, r_{0y}, r_{0z}) \end{pmatrix} \quad (10)$$

Решив уравнение (10), получим новые приближения: $r_{1x} = \frac{r_{0x}}{1 - v_{0x}}$, $r_{1y} = \frac{r_{0y}}{1 - v_{0y}}$, $r_{1z} = \frac{r_{0z}}{1 - v_{0z}}$. Итерационный процесс будем продолжать до тех пор, пока на некоторой J -й итерации не будет выполнено необходимое условие: $\|U_J\| = \sqrt{v_{Jx}^2 + v_{Jy}^2 + v_{Jz}^2} \leq \varepsilon$.

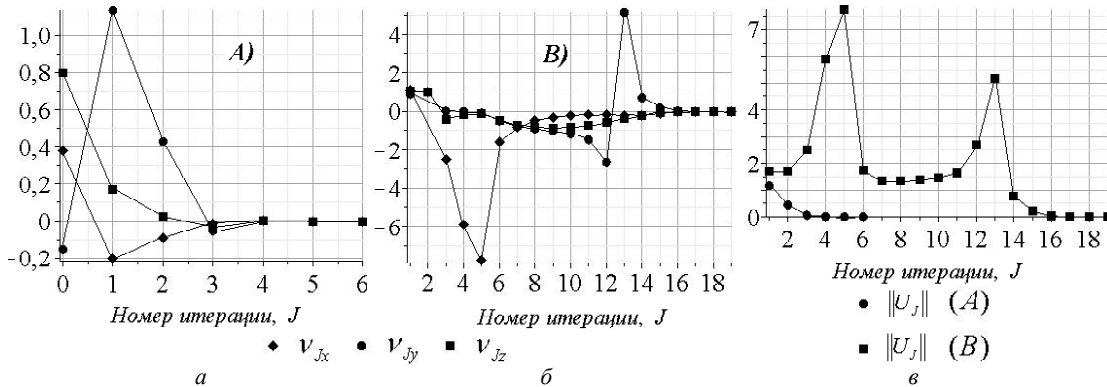


Рис. 1. Динамика итерационных процессов решения системы (9) при начальных приближениях $r_{0x} = r_{0y} = r_{0z} = -0,2$ (первая серия решений): а – по формуле (8); б – по методу Ньютона; в – изменение нормы вектора ошибки $\|U_J\|$

С целью оценки качества итерационного процесса (8) (А) найдем решения системы (9) при различных начальных приближениях. Кроме этого, произведем сравнение с решениями, полученными на основе метода Ньютона (В). Константу ε , определяющую точность решений примем равной $\varepsilon = 10^{-7}$.

Первую серию решений выполним при начальных приближениях действительных корней относительно близких к нулю, приняв их равными: $r_{0x} = r_{0y} = r_{0z} = -0,2$, вторую – при достаточно больших значениях: $r_{0x} = r_{0y} = r_{0z} = 1000$ и третью – при начальных приближениях, близких к известным действительным корням системы (9): $r_{0x} = -0,1$; $r_{0y} = 3,0$; $r_{0z} = -2,0$. Во всех сериях решений на каждой итерации вычислим корректирующие поправки v_{Jx}, v_{Jy}, v_{Jz} и нормы векторов ошибок $\|U_J\| = \sqrt{v_{Jx}^2 + v_{Jy}^2 + v_{Jz}^2}$, соответствующих им. Итерационные процессы будем считать завершенными при выполнении необходимого условия:

$$\|U_J\| \leq \varepsilon.$$

В первой серии решений при одинаковых начальных приближениях получены разные корни системы: (А) по формуле (8): $r_x = -0,2419101$; $r_y = 2,1465160$; $r_z = -1,1976380$; (В) по методу Ньютона: $r_x = -0,0464450$; $r_y = 0,4675727$; $r_z = 3,6437270$. Во второй серии решений значения корней, вычисленных по формуле (8) и методом Ньютона оказались одинаковыми: (А, Б): $r_x = 102,1007830$; $r_y = -29,0008515$; $r_z = -10,0982290$. И, наконец, в третьей серии решений, при выборе начальных приближений в малых окрестностях известных действительных корней системы, вычисленные значения корней также оказались одинаковыми: (А, Б): $r_x = -0,2419101$; $r_y = 2,1465160$; $r_z = -1,1976380$.

Графики, иллюстрирующие динамику итерационных процессов для каждой серии начальных приближений, показаны на рис. 1–3.

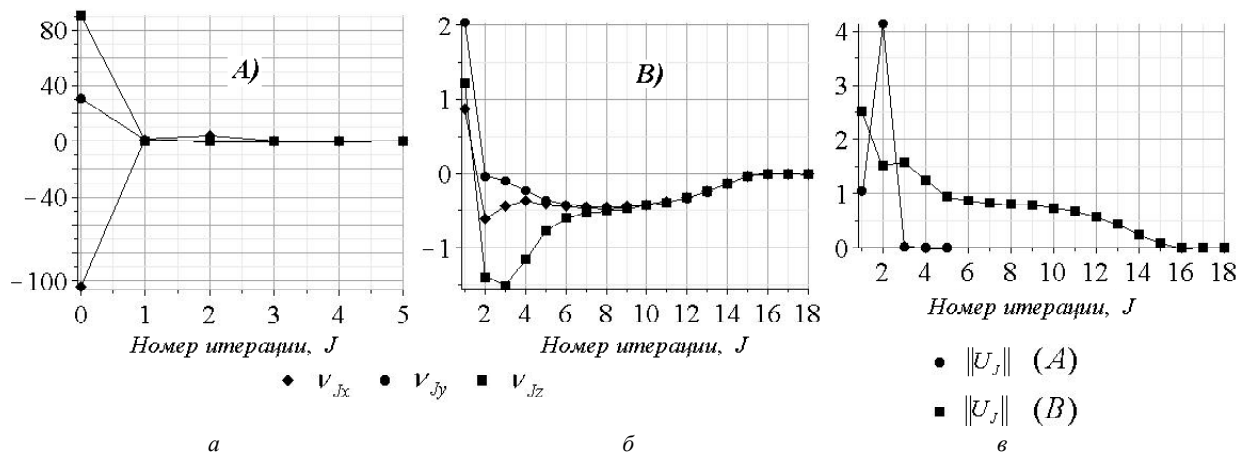


Рис. 2. Динамика итерационных процессов решения системы (9) при начальных приближениях $r_{0x} = r_{0y} = r_{0z} = 1000$ (вторая серия решений): а – по формуле (8); б – по методу Ньютона; в – изменение нормы вектора ошибки $\|U_j\|$

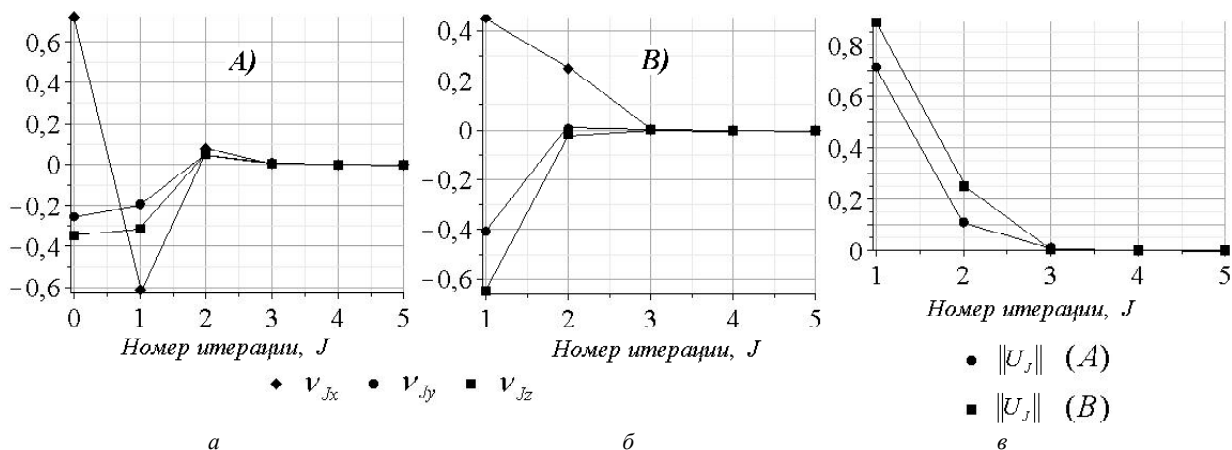


Рис. 3. Динамика итерационных процессов решения системы (9) при начальных приближениях $r_{0x} = -0,1$; $r_{0y} = 3,0$; $r_{0z} = -2,0$ (третья серия решений): а – по формуле (8); б – по методу Ньютона; в – изменение нормы вектора ошибки $\|U_j\|$

Их элементарный анализ свидетельствует о том, что во всех случаях итерационные процессы, реализованные в соответствии с формулой (8), более эффективны по сравнению с процессами, реализованными по методу Ньютона. Особенно ярко это выражено в случае, когда значения начальных приближений существенно отличаются от значений действительных корней системы.

Воспользуемся теперь формулой (8) для решения практической задачи: прямой задачи кинематики плоского кулисного механизма, кинематическая схема которого представлена на рис. 4.

Система геометрических связей механизма может быть записана следующим образом:

$$\begin{cases} c + l_3 \cos \varphi_3 - l_1 \cos \varphi_1 = 0 \\ -b + l_3 \sin \varphi_3 - l_1 \sin \varphi_1 = 0 \\ c + l \cos \varphi_3 + l_4 \cos \varphi_4 - l_5 = 0 \\ -a - b + l \sin \varphi_3 + l_4 \sin \varphi_4 = 0, \end{cases} \quad (11)$$

где l_1 – длина кривошипа OA ; l_4 – длина шатуна CE ; l_3 – длина участка BA кулисы BC ; l – полная длина кулисы BC ; $a = BO$, $b = OD$, постоянные параметры механизма (c – смещение шарнира B вдоль оси x – на рис. 4 не показано).

Сделаем замену переменных, обозначая $\cos \varphi_3 = c_3$, $\sin \varphi_3 = s_3$, $\cos \varphi_4 = c_4$, $\sin \varphi_4 = s_4$, и, принимая во внимание тождество $\cos^2 \alpha + \sin^2 \alpha = 1$, придем к системе шести полиномиальных уравнений

$$\begin{cases} c + l_3 c_3 - l_1 \cos \varphi_1 = 0 \\ l_3 s_3 - l_1 \sin \varphi_1 - b = 0 \\ c + l c_3 + l_4 c_4 - l_5 = 0 \\ l s_3 + l_4 s_4 - a - b = 0 \\ c_3^2 + s_3^2 - 1 = 0 \\ c_4^2 + s_4^2 - 1 = 0 \end{cases} \quad (12)$$

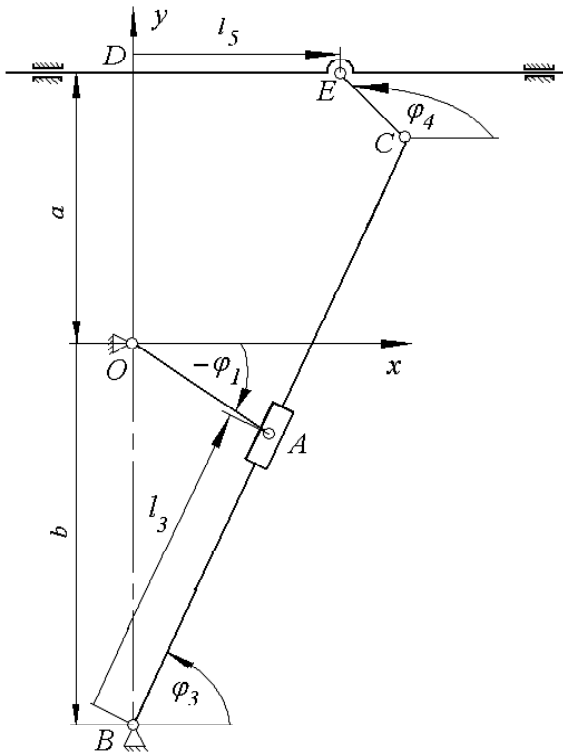


Рис. 4. Кинематическая схема плоского кулисного механизма

В качестве примера примем следующие безразмерные значения кинематических параметров: $l_1 = 1,0$; $l = 6,0$; $l_4 = 2,0$; $a = 2,0$; $b = 4,0$; $c = 0,1$.

С целью устранения решений, не соответствующих приведенному на рис. 4 варианту сборки механизма, произведем редукцию системы (12), исключив переменные $s_3 = \sin \varphi_3$ и $s_4 = \sin \varphi_4$. После подстановки принятых численных значений параметров и введения новых обозначений переменных $x_1 = c_3$, $x_2 = c_4$, $x_3 = l_3$, $x_4 = l_5$, получим:

$$\begin{cases} x_1 x_3 + 0.1 - \cos \varphi_1 = 0 \\ x_1^2 x_3^2 - x_3^2 + 17.0 - 8 \sin \varphi_1 - \cos^2 \varphi_1 \\ 6x_1 + 2x_2 - x_4 + 0.1 = 0 \\ 81x_1^4 + 18x_1^2(1 - x_2^2) + x_2^4 + 34x_2^2 - 35 = 0. \end{cases} \quad (13)$$

Для определения переменных $x_i^{(0)}$, $i = 1, \dots, 4$, соответствующих начальной (нулевой) конфигурации механизма при $\varphi_1^{(0)} = 0$, рад, примем следующие начальные приближения:

$$R_0^{(0)} = \begin{pmatrix} x_{01}^{(0)} \\ x_{02}^{(0)} \\ x_{03}^{(0)} \\ x_{04}^{(0)} \end{pmatrix} = \begin{matrix} \square \\ \square \\ \square \\ \square \end{matrix} \quad (14)$$

Вычислив $U_0^{(0)} = (A_0^{(0)})^{-1} P_0^{(0)}$ и

$R_1^{(0)} = [I^* - U_0^{(0)}]^{-1} R_0^{(0)}$, перейдем к следующей итерации. Приняв $\varepsilon = 10^{-7}$, будем продолжать итерационный процесс (8) до тех пор, пока не будет выполнено условие вида (7).

Параллельно, с целью оценки эффективности итерационного процесса (8), произведем решение данной задачи при начальных приближениях (14) путем реализации итерационного процесса в соответствии с методом Ньютона [4]:

$$R_{i+1}^{(0)} = R_i^{(0)} - (F_i^{(0)})^{-1} F_i^{(0)}, \quad (15)$$

где $F_i^{(0)}$ – вектор, компонентами которого являются значения левых частей уравнений системы (13) при $\varphi_1^{(0)} = 0$, рад на i -й итерации; $F_i^{(0)}$ – матрица Якоби размера 4×4 , элементами которой являются значения

производных $\frac{\partial F_i^{(0)}}{\partial x_j}$ при на i -й итерации. Приняв

$\varepsilon = 10^{-7}$, будем продолжать итерационный процесс (15) до тех пор, пока на некоторой j -й итерации не будет выполнено условие

$$\|\Delta_j\| = \sqrt{\sum_{k=1}^4 (\delta_k^{(0)})^2} \Big|_j = \sqrt{\sum_{k=1}^4 (R_{i+1(k)}^{(0)} - R_{i(k)}^{(0)})^2} \Big|_j \leq \varepsilon. \quad (16)$$

Динамика итерационных процессов решения данной задачи показана в графической форме на рис. 5, а–д.

При заданных начальных приближениях ε -решения задачи при реализации процессов (8) и (15) были получены, соответственно, за 6 и 11 итераций, что свидетельствует о том, что их скорость сходимости, по крайней мере, одного порядка. При этом необходимо отметить, что при одних начальных приближениях быстрее сходится процесс (15), при других – процесс (8), а в некоторых случаях оба процесса могут оказаться расходящимися.

При выборе начальных приближений в малых окрестностях действительных корней системы (13) оба процесса реализуются при малом и практически одинаковом числе итераций. Этот факт может быть использован для определения дискретного множества переменных параметров, соответствующих множеству возможных конфигураций механизма, реализуемых при различных значениях обобщенной координаты φ_1 .

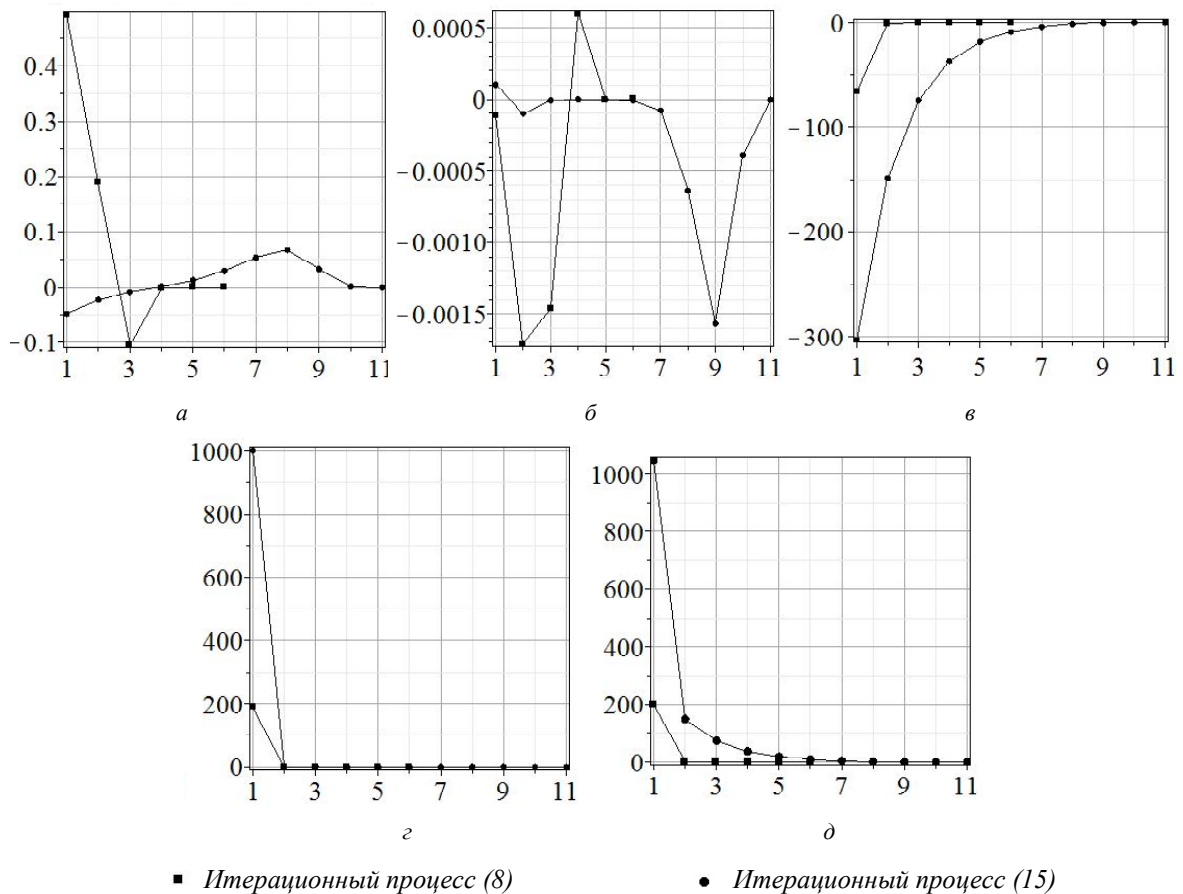


Рис. 5. Изменение компонент векторов погрешностей $v_i^{(0)}$ и $\delta_i^{(0)}$ при реализации итерационных процессов (8) и (15), соответственно: $a - v_1^{(0)}, \delta_1^{(0)}$; $б - v_2^{(0)}, \delta_2^{(0)}$; $в - v_3^{(0)}, \delta_3^{(0)}$; $г - v_4^{(0)}, \delta_4^{(0)}$; $д - \|U_j\|, \|\Delta_j\|$

Заключение

Представленный в статье метод решения систем нелинейных полиномиальных уравнений эффективен при решении многих прикладных задач. Об этом свидетельствуют результаты множества численных экспериментов, выполненных, в том числе, и при решении задач кинематического анализа шарнирных механизмов различных классов.

При использовании метода во многих практических случаях реализуются устойчивые сходящиеся итерационные процессы, позволяющие получать ϵ -решения систем нелинейных полиномиальных уравнений с любой заданной точностью. Но, при этом, необходимо отметить, что при «неудачном» выборе начальных приближений его реализация может приводить к расходящимся итерационным процессам, характерным и для других итерационных методов.

Количественные и качественные оценки, полученные при решении многих практических задач, позволяют отметить, что скорость сходимости итерационных процессов, основанных на данном методе, по крайней мере, не хуже, чем у итерационных процессов, реализуемых в соответствии с классическим ме-

тодом Ньютона, а в некоторых случаях и заметно выше. Об этом, в частности, свидетельствуют и результаты решения задач, приведенные в статье. Но основное преимущество метода по сравнению с методом Ньютона состоит в отсутствии необходимости дифференцирования уравнений решаемой системы, что особенно важно при программировании необходимых вычислительных процедур на языках высокого уровня.

Дальнейшая работа в данной области будет посвящена обоснованию алгоритма вычисления оценок спектрального радиуса матрицы Липшица при произвольном выборе начальных приближений, доказательству условий сходимости метода, а также выработке практических рекомендаций к его использованию при решении некоторых классов прикладных задач.

Список литературы

1. Van Waerden B. L. Algebra. Vol. 1 / B. L. Van Waerden. – New York : Frederick Ungar Publishing, 1970. – 265 p.
2. Buchberger B. Theoretical Basis for the Reduction of Polynomials to Canonical Forms / B. Buchberger // SIGSAM Buletin. – 1976. – Vol. 39. – P. 19–29.
3. Polyakov A. Numerical solutions of direct and inverse kinematic problems for mechanisms with open and closed

- kinematic chains / A. Polyakov, M. Kolesova // A Proc. vol. from the 6-th IFAC workshop DECOM-TT 2009. – Scopje, Macedonia, 2009. – P. 321–328.
4. Поляков А. М. Рекуррентная формула для нахождения действительных корней нелинейных алгебраических уравнений в приложении к задачам механики механизмов / А. М. Поляков, М. А. Полякова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2002. – № 2. – С. 93–96.
 5. Бахвалов Н. С. Численные методы / Н. С. Бахвалов, Н. П. Жидков, Г. М. Кобельков. – М. : Наука, 1987. – 600 с.
 6. Ортега Д. Итерационные методы решения нелинейных систем со многими неизвестными / Д. Ортега, В. Рейнболдт. – М. : Мир, 1975. – 558 с.
 7. Колмогоров А. Н. Элементы теории функций и функционального анализа / А. Н. Колмогоров, С. В. Фомин. – М. : Наука, 1976. – 544 с.
 8. Демидович Б. П. Основы вычислительной математики / Б. П. Демидович, И. А. Марон. – М. : Наука, 1970. – 664 с.

Одержано 17.10.2011

Поляков О.М. Застосування нового чисельного методу розв'язання систем поліноміальних рівнянь до задач кінематики шарнірних механізмів

Використана нова рекуррентна формула для чисельного розв'язання систем нелінійних поліноміальних рівнянь. Наведені приклади свідчать про її ефективність при виборі довільних початкових наближень.

Ключові слова: поліноміальне рівняння, система рівнянь, чисельне рішення, рекуррентна формула, ітераційний процес, корінь полінома.

Polyakov A. Application of a new numerical method of the polynomial equations systems solving to the kinematics of linkages

New recurrent formula for the numerical solution of nonlinear polynomial equations systems is received. The given examples show its effectiveness when initial approximations are choosing arbitrary.

Key words: polynomial equation, system of equations, numerical solution, recursive formula, iterative process, root of polynomial.

УДК 621.01:531.3

Д-р техн. наук Т. М. Кадильникова, канд. техн. наук А. М. Криворучко,
Н. А. Силина, С. В. Кадильников

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОБСТВЕННЫХ ЧАСТОТ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ РАБОЧИХ ОРГАНОВ КОЛОСНИКОВЫХ ГРОХОТОВ

В статье рассмотрена актуальная научная прикладная задача, суть которой состоит в разработке универсального численного метода определения собственных частот колебаний стержневых элементов рабочих органов колосниковых грохотов. Предложенный метод позволит в дальнейшем подбирать частоты вынужденных колебаний вибрирующих устройств в грохотах.

Ключевые слова: собственные частоты; стержневой элемент; колосниковые грохоты.

Введение

В настоящее время при проведении операций, связанных с дезинтеграцией насыпных материалов, находят широкое применение грохоты, у которых в качестве рабочего органа используются колосниковые решетки. Отличительной особенностью таких конструкций является их энергоэкономность при получении готовой продукции, а также высокая произ-

водительность. Все это достигается благодаря наличию гравитационных потоков насыпного материала в рабочих органах грохота и нелинейности колебаний непосредственно самих колосников, представляющих собой стержни постоянного сечения, подверженные изгибным деформациям. Поэтому при проектировании рабочих органов грохотов большое значение приобретают исследования изгибных колебаний стержней.

Аналитические методы расчета колебаний стержней, как правило, не отображают с необходимой точностью действительную картину их динамического состояния [1]. При этом их вибрационные нагрузки требуют решения нелинейной задачи на собственные частоты и собственные формы колебаний. Существующие в настоящее время методы решения таких задач (метод конечных элементов, метод конечных разностей) имеют определенные недостатки, в частности, требуют использования специальных методов оптимизации матриц жесткости и инерции, что существенно усложняет алгоритм расчета, а также слабо адаптируются к решению задач с большим числом степеней свободы [2]. Вследствие этого необходимо использовать итерационные методы для определения собственных частот и собственных форм колебаний стержней, что, в конечном счете, определяет цель и задачи исследования.

Материалы и методика исследований

Построение геометрической и математической моделей нелинейной деформации гибкого стержня постоянного сечения, разработка и теоретическое обоснование применения универсальных итерационных методов получения собственных форм и частот колебаний определяют основы комплексной методики расчета и проектирования рабочих органов колосниковых грохотов.

Для определения собственных колебаний стержня по схеме эквивалентного бруса используем гипотезу плоского изгиба гибких стержней [3]. Первая форма и первая частота определяются минимизацией функционала Релея-Ритца [3]. Численное решение является устойчивым, так как минимизация осуществляется методом покоординатного спуска [4]. Для определения более высоких форм переход к численному решению осуществляется путем аппроксимации искомых собственных форм кубическим сплайном.

В данном случае для аппроксимации перемещений s используем полином 3-го порядка с четырьмя членами:

$$s(x) = a_0 + a_1 x + a_2 x^2 + a_3 x^3,$$

где $a_i, i = \overline{0,3}$ – неизвестные коэффициенты.

Тогда угол поворота θ рассматриваемого сечения имеет вид:

$$\theta(x) = \theta_0 + \theta_1 x + \theta_2 x^2 + \theta_3 x^3,$$

Граничные условия при этом будут следующими:

$$\begin{aligned} s(0) &= a_0; \quad \theta(0) = \theta_0; \\ s(l) &= s_1 + \theta_1 l + a_2 l^2 + a_3 l^3 = s_2; \\ \theta(l) &= \theta_1 + 2a_2 l + 3a_3 l^2 = \theta_2, \end{aligned} \quad (1)$$

где l – длина стержня.

Из (1) определяются неизвестные коэффициенты a_2, a_3 :

$$\begin{cases} a_2 = \dots \\ a_3 = \dots \end{cases} \quad (2)$$

Для определения собственных частот изгибных колебаний стержня используем энергетический метод [4].

Теория и анализ полученных результатов

Амплитудные потенциальная энергия P и кинетическая энергия T при этом определяются выражениями:

$$P = \frac{1}{2} \int_0^l EI \cdot \left(\frac{d^2 s}{dx^2} \right)^2 dx; \quad T = \frac{1}{2} \cdot \omega^2 \int_0^l \rho F s^2 dx, \quad (3)$$

где ρ, E – плотность и модуль упругости материала стержня, соответственно; I, F – момент инерции и площадь поперечного сечения стержня; ω – собственная частота колебаний стержня.

С учетом (2) функция s и ее вторая производная, входящие в выражение (3), будут иметь вид:

$$\begin{cases} s(x) = \dots \\ \theta(x) = \dots \end{cases} \quad (4)$$

Подставляя выражение (4) в (3) и интегрируя, получим выражения для потенциальной и кинетической энергий в виде:

$$\begin{cases} P = \dots \\ T = \dots \end{cases} \quad (5)$$

Для нахождения собственной частоты колебаний стержня необходимо, согласно энергетического метода, найти максимальные потенциальную и кинетическую энергии. Для этого находим первые и вторые производные от выражения (5):

$$\frac{\partial P}{\partial s_1} = \frac{12EI}{l^3} \left(s_1 - s_2 + \frac{1}{2}\theta_1 l + \frac{1}{2}\theta_2 l \right);$$

$$\frac{\partial P}{\partial s_2} = \frac{12EI}{l^3} \left(-s_1 + s_2 - \frac{1}{2}\theta_1 l - \frac{1}{2}\theta_2 l \right);$$

$$\frac{\partial P}{\partial \theta_1} = \frac{12EI}{l^3} \left(\frac{1}{2}s_1 l - \frac{1}{2}s_2 l + \frac{1}{3}\theta_1 l^2 + \frac{1}{6}\theta_2 l^2 \right);$$

$$\frac{\partial P}{\partial \theta_2} = \frac{12EI}{l^3} \left(\frac{1}{2}s_1 l - \frac{1}{2}s_2 l + \frac{1}{6}\theta_1 l^2 + \frac{1}{3}\theta_2 l^2 \right);$$

$$\frac{\partial T}{\partial s_1} = \frac{\rho F l \omega^2}{2} \left(\frac{26}{35}s_1 - \frac{9}{35}s_2 + \frac{11}{105}\theta_1 l + \frac{13}{210}\theta_2 l \right);$$

$$\frac{\partial T}{\partial s_2} = \frac{\rho F l \omega^2}{2} \left(-\frac{9}{35}s_1 + \frac{26}{35}s_2 - \frac{13}{210}\theta_1 l - \frac{11}{105}\theta_2 l \right);$$

$$\frac{\partial T}{\partial \theta_1} = \frac{\rho F l \omega^2}{2} \left(\frac{11}{105}s_1 l - \frac{13}{210}s_2 l + \frac{2}{105}\theta_1 l^2 + \frac{1}{70}\theta_2 l^2 \right);$$

$$\frac{\partial T}{\partial \theta_2} = \frac{\rho F l \omega^2}{2} \left(\frac{13}{210}s_1 l - \frac{11}{105}s_2 l + \frac{1}{70}\theta_1 l^2 + \frac{2}{105}\theta_2 l^2 \right);$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial s_1^2} = \frac{13\rho F l \omega^2}{35}; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial s_2^2} = \frac{13\rho F l \omega^2}{35};$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial \theta_1^2} = \frac{\rho F l^3 \omega^2}{105}; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial \theta_2^2} = \frac{\rho F l^3 \omega^2}{105};$$

$$\frac{\partial^2 P}{\partial s_1 \partial s_2} = -\frac{12EI}{l^3}; \quad \frac{\partial^2 P}{\partial s_1 \partial \theta_1} = \frac{6EI}{l^2}; \quad \frac{\partial^2 P}{\partial s_1 \partial \theta_2} = \frac{6EI}{l^2};$$

$$\frac{\partial^2 P}{\partial s_2 \partial \theta_1} = -\frac{6EI}{l^2}; \quad \frac{\partial^2 P}{\partial s_2 \partial \theta_2} = -\frac{6EI}{l^2}; \quad \frac{\partial^2 P}{\partial \theta_1 \partial \theta_2} = \frac{2EI}{l};$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial s_1 \partial s_2} = -\frac{9\rho F l \omega^2}{70}; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial s_1 \partial \theta_1} = \frac{11\rho F l^2 \omega^2}{210};$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial s_1 \partial \theta_2} = \frac{13\rho F l^2 \omega^2}{420}; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial s_2 \partial \theta_1} = -\frac{13\rho F l^2 \omega^2}{420};$$

$$\frac{\partial^2 T}{\partial s_2 \partial \theta_2} = -\frac{11\rho F l^2 \omega^2}{210}; \quad \frac{\partial^2 T}{\partial \theta_1 \partial \theta_2} = \frac{\rho F l^3 \omega^2}{140}.$$

После минимизации функционала энергии находятся собственные частоты колебаний стержня. Для реализации предложенного метода были созданы соответствующие программы, с помощью которых была решена задача нахождения собственных частот колебаний тонкой стержня из стали, закрепленного одним концом, на который действует центробежная сила от эксцентрика, вращающегося на валу электродвигателя. Расчетная схема стержня имеет следующий вид.

Все элементы стержня $N = 21$ одинаковых размеров.

Размер стержня: $d = 0,003 \text{ м}$; $L = 0,3 \text{ м}$.

Момент инерции: $J_k = \frac{\pi \cdot d^4}{64} \text{ м}^4$.

Длины элементов: $LL_k = \frac{L}{N} \text{ м}$.

Площади сечений: $A_k = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \text{ м}^2$.

Свойства стали 65Г:

плотность: $\rho_k = 7810 \text{ кг/м}^3$;

модуль упругости: $E_k = 215 \cdot 10^9 \text{ МПа}$;

модуль жесткости: $G = 81 \cdot 10^9 \text{ МПа}$.

Угол наклона оси элементов: $\alpha_k = 0$.

На свободном конце стержня предполагаем действие сосредоточенной силы от массы шупа измерительного приспособления:

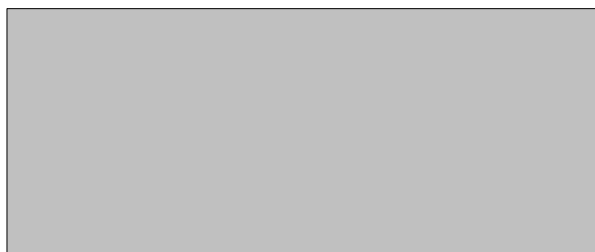


Масса элементов: $m_k = \rho_k \cdot A_k \cdot LL_k \text{ кг}$.

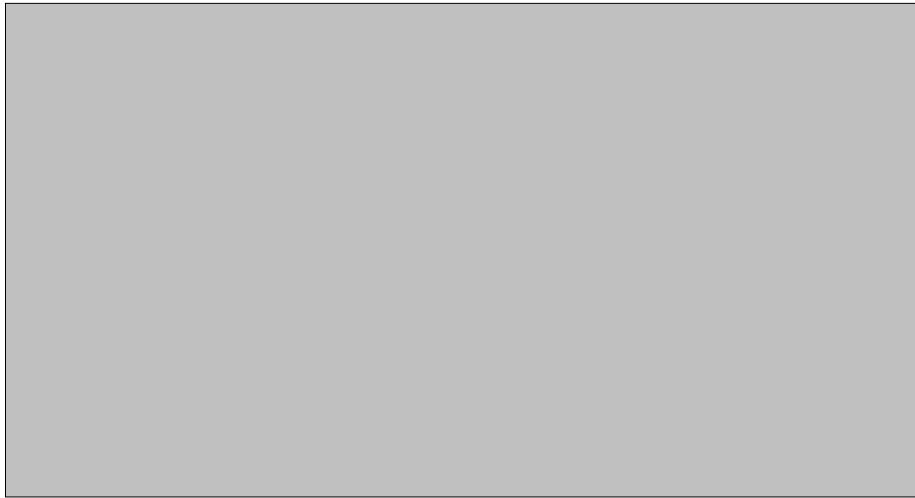
Представленный стандартный стержневой элемент имеет шесть степеней свободы.

Для стержневых элементов были построены стандартные расчетные матрицы:

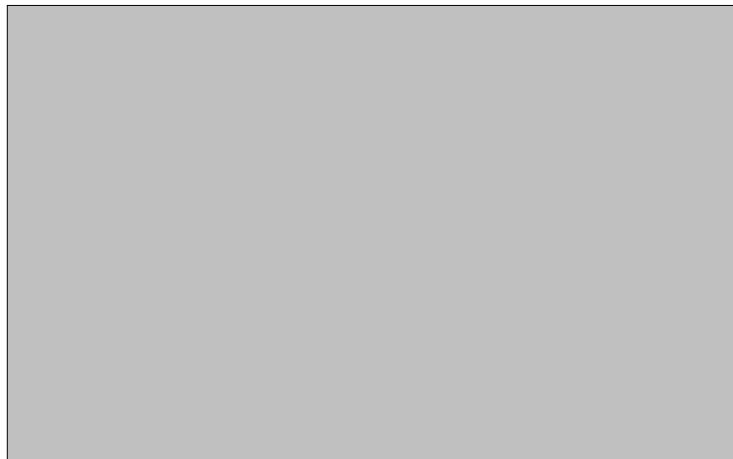
а) матрица направляющих косинусов:



б) матрица жесткости элементов:



в) матрица масс элементов:



Результаты решения задачи показали, что для описания формы стержня достаточно четырех участков по его длине.

Выводы

1. Предложен и разработан численный алгоритм нахождения собственных частот колебаний стержня, являющегося важнейшим конструктивным элементов рабочих органов колосниковых грохотов.

2. На основании численного примера определены показательные зоны форм колебаний, исследование которых позволяет подбирать частоты вынужденных колебаний вибрирующих устройств.

Список литературы

1. Филиппов А. П. Колебания деформируемых систем / Филиппов А. П. – М. : Машиностроение, 1970. – 736 с.
2. Халфман Р. Л. Динамика / Халфман Р. Л. – М. : Наука, 1972. – 568 с.
3. Прочность. Устойчивость. Колебания : Справочник в 3-х томах. Том. 3 / Под ред. И. А.Б иргера и Я. Г. Пановко. – М. : Машиностроение, 1968. – 568 с.
4. Бабенко А. Е. Применение и развитие метода покоординатного спуска в задачах определения напряженно-деформированного состояния при статических и вибрационных нагрузениях / Бабенко А. Е. – К. : 1996. – 95 с.

Одержано 12.12.20011

Кадильникова Т.М., Криворучко О.М., Силіна Н.О., Кадильников С.В. Визначення власних частот згинальних коливань робочих органів колосникових грохотів

У статті розглянуто актуальну наукову прикладну задачу, суть якої полягає у розробці універсального чисельного методу визначення власних частот коливань стрижневих елементів робочих органів колосникових грохотів. Запропонований метод дозволить у подальшому добирати частоти вимушених коливань віброуючого обладнання у грохотах.

Ключові слова: власні частоти; стрижневий елемент; колосникові грохоти.

Kadilnikova T., Krivoruchko A., Silina N., Kadilnikov S. Determining own frequency oscillations of working bodies pillars including bar screens

Current scientific applied task, the essence of which is to develop a universal numerical method for determining their own frequency oscillations of working bodies pillars including bar screens was described. The proposed method gives later possibilities to select the frequency of forced oscillation vibrating device screens.

Key words: own frequency; pillars; bar screens.

УДК 531.1; 621.01

Канд. техн. наук Л. М. Мартовицький, Б. М. Кутепов, Ю. С. Курлаєва,
Д. О. Мельник, А. В. Дубов

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ВАЖІЛЬНИЙ ПРИВІД ДЛЯ ДІЛИЛЬНИХ СТОЛІВ

Запропоновано Sin-привід як рушій до 8-позиційного ділильного роторного столу автоматизованої лінії збирання-зварювання автомобільних коліс. Розроблена аналітична функція положення шарнірної точки столу, як залежність від структури та розмірів приводу. Доведено, що під час робочого пуску завантаженого столу надмірність пускового моменту компенсується збільшенням передаточним числом, яке є функцією від структури Sin-приводу.

Ключові слова: роторний ділильний стіл, Sin-привід, передаточне число, функція положення, структурна схема, замкнені векторні контури.

Останнім часом здійснюється наукова робота з досягнення абсолютної керованості динамічних процесів, особливо це важливо при перехідних процесах розгону-гальмуванні руху великих мас. Ці явища мають місце при розгоні-гальмуванні швидкісних пасажирських ліфтів та цивільного транспорту, механізмів підйому вантажопідйомних кранів, механізмів роторних та ковшових кар'єрних екскаваторів, пасажирських ескалаторів, конвеєрів тощо. Надмірні перевищення пускових моментів в приводах при перехідних процесах зазвичай виводять з ладу двигуни.

Здебільшого регулювання та керування функціями розгону та гальмування в приводах важких та потужних машин, особливо пов'язаних з переміщенням пасажирів, здійснюється автоматичними системами, що не завжди досягається просто та з незначними витратами коштів. Одним із способів досягнення керованості динаміки приводів є використання важільно-сінусних, або просто Sin-приводів. Sin-приводи можуть знайти застосування в конструкціях чотирьохопорного крокуючого ходу кар'єрних екскаваторів, приводах крокуючих

конвеєрів, приводах різних ділильних та поворотних столів автоматизованих роторних ліній тощо.

На виробничому об'єднанні АвтоЗАЗ була створена автоматична лінія для збирання-зварювання автомобільних коліс, основою якої був роторний ділильний стіл з Sin-приводом. Конструкцією роторів та приводу передбачено переміщення столу на 4, 6, 8 позицій за один оберт. Схему роторно-ділильного столу приведено на рис. 1.

Гідроциліндр 1 закріплено шарнірно до корпусу 8. Він приводить у коливання двоплечий важіль 2, який через шатун 3 передає рух ламаному важелю 4–5, що зв'язаний з корпусом стола шарнірно одним плечем 4, іншим плечем 5 – з платформою 6. Поворотна платформа зв'язана з планшайбою 9 роторного столу через палець гідрозамка 11. На платформі 9 закріплені ротори 13 із колесами 14, які збираються за допомогою зварювання. Ротори кінематично зв'язані з нерухомою колоною 7 через зубчасті конічні зачеплення 12.

При прямому русі штока привідного циліндра 1 двоплечий важіль 2 коливається та приводить до руху

ланки 4 та 5. Все це призводить до повороту платформи 6, а через гідрозамок 11 до обертального руху планшайби 9 разом з роторами 13 та колесами 14.

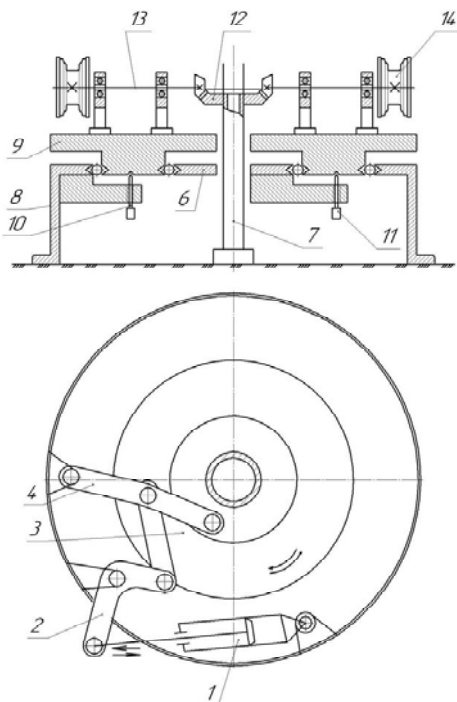


Рис. 1. Схема 8-позиційного роторно-ділильного столу

Оскільки колона 7 нерухома, то конічні шестерні роторів 13 обкочуються по конічному зубчастому колесу 12, що викликає обертання роторів.

Кути обертання планшайби за один цикл можуть бути $\frac{\pi}{4}, \frac{\pi}{3}, \frac{\pi}{2}$ в залежності від кінематичної структури Sin-приводу.

При реверсному русі штоку циліндра всі важелі рухаються в зворотньому напрямку. В цьому випадку гідрозамок 11 відкривається, а замок 10 вмикається, що призводить до від'єднання платформи 6 від планшайби 9 та її фіксації. Платформа 6 рухається в зворотньому напрямку порожньою.

Із схеми видно, що запропонований Sin-привід дозволяє перетворювати зворотньо-поступальний рух штока циліндра 1 в циклічний обертальний рух планшайби 9 з роторами 13. Наявність та почергова робота гідрозамків 10, 11 забезпечує здійснювати однонаправлене обертання роторного столу.

На рис. 2 наведена структурна схема Sin-привода 8-позиційного роторного столу автоматичної лінії збирання-зварювання коліс автомобіля ЗАЗ-1102. Кут робочого повороту ділильного столу складає $\varphi = \frac{\pi}{4}$. Для кінематичного аналізу механізму Sin-приводу використано метод замкнених векторних контурів. Загальну схему (рис. 2, а) було розбито на структурні групи (рис. 2, б), які розглядалися як замкнені векторні контури.

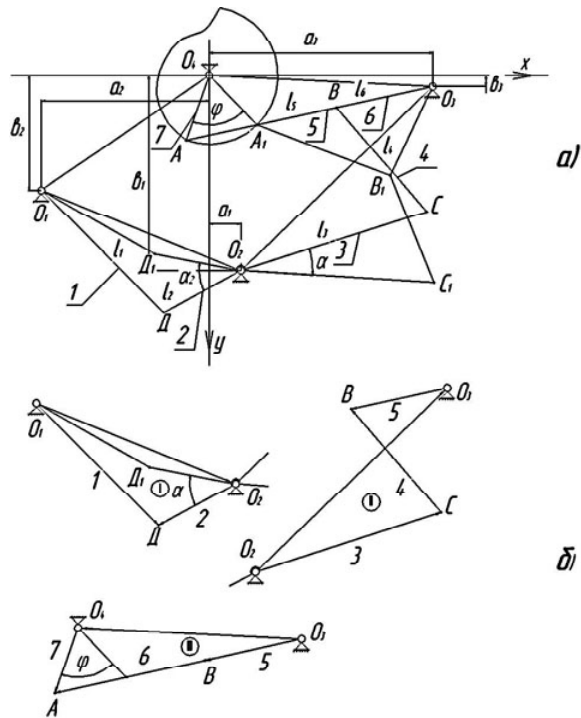


Рис. 2. Структурна схема Sin-приводу:

а – структурна схема; б – замкнені векторні контури структурної схеми

Аналітичне дослідження векторних контурів дозволило визначити функцію положення точки С як функцію $\alpha = f(\varphi)$, де α – кут обертання двоплечого важеля, φ – кут обертання столу. В загальному вигляді ця функціональна залежність має такий вигляд

$$K \sin \beta + F \cos \beta + E = L \tag{1}$$

де $K = \sin \beta$; $F = 1,47 - \cos \beta$; $E = -0,33 + \cos \beta$; $L = 1,07 - \cos \beta$;

$$\tag{2}$$

Кутова швидкість ω і пришвидження ϵ отримані методом чисельного диференціювання функції (1) протягом робочого циклу повороту завантаженого столу. Розрахункові залежності кута повороту φ , швидкості ω та пришвидження ϵ столу протягом робочого циклу наведені на рис. 3.

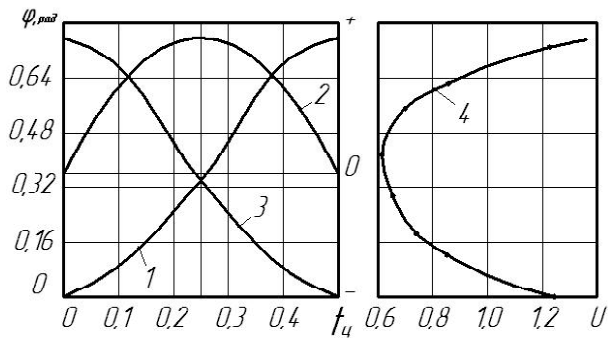


Рис. 3. Результати дослідження Sin-приводу векторним методом замкнених контурів:
 1 – кут обертання φ столу за робочий цикл; 2 – швидкість ω столу; 3 – пришвидшення ε столу; 4 – передаточне число U Sin-приводу

Похідні від кутів φ та α дають кутові швидкості ланок 7 та 3. Співвідношення між ними є передаточним числом U Sin-приводу

$$\frac{\omega_7}{\omega_3} = U \quad (3)$$

$$\frac{\varepsilon_7}{\varepsilon_3} = U \quad (4)$$

$$\frac{M_7}{M_3} = U \quad (5)$$

Розрахункові значення передаточного числа U в залежності від робочого кута φ повороту столу з роторами і колесами наведені на рис. 3.

Під час робочого пуску роторного столу виникають сили опору та великі сили інерції (пусковий момент), які перевантажують двигун приводу. Ефектив-

ним методом зниження динамічних навантажень на привід є введення, на скільки можливо, великого передаточного числа під час пуску. Графік залежності передаточного числа U від кута повороту столу свідчить про те, що структурна схема Sin-приводу якраз і забезпечує найбільше передаточне число під час пуску і гальмування столу. Мінімум передаточного числа припадає на сталий режим роботи привідного циліндра.

Співставлення результатів залежностей передаточного числа U від кута φ повороту роторного столу (рис. 3) доводить, що найбільше передаточне число співпадає з максимальним пришвидшенням столу під час його розгону та гальмування в робочому циклі. Реверсний хід столу менш напружений, оскільки роторна платформа столу з колесами при цьому зафіксована і є нерухомою. Тому в роботі розглянуто тільки робочий цикл Sin-приводу.

У результаті дослідження виявлена доцільність використання Sin-приводів у машинобудуванні в якості рушія, структурна схема якого дозволяє забезпечити сприятливі умови пуску та гальмування при виконанні робочих циклів різних машин, особливо, вантажопідійомних. У нестационарних режимах двигуни Sin-приводів працюють рівномірніше, а пускові сили і моменти не набувають надмірних величин, як це має місце в традиційних приводах.

Список літератури

1. Артоболовский И. И. Механизмы в современной технике : справ. пособие для инженеров, конструкторов и изобретателей / И. И. Артоболовский. – [2-е изд.]. – М. : Наука, 1979.
2. Кіницький Я. Т. Теорія механізмів і машин : підручник / Я. Т. Кіницький. – К. : Наукова думка, 2002. – 700 с.

Одержано 08.06.2011

Мартовицкий Л.М., Кутепов Б.Н., Курлаева Ю.С., Мельник Д.А., Дубов А.В. Рычажный привод для делительных столов

Предложен Sin-привод в качестве движителя к 8-позиционному делительному роторному столу автоматизированной линии сборки-сварки автомобильных колес. Разработана аналитическая функция положения шарнирной точки стола как зависимость от структуры и размеров привода. Доказано, что во время рабочего пуска загруженного стола, чрезмерность пускового момента компенсируется большим передаточным числом, которое является функцией от структуры Sin-привода.

Ключевые слова: роторный делительный стол, Sin-привод, передаточное число, функция положения, структурная схема, замкнутые векторные контуры.

Martovytskiy L., Kutepov B., Kurlayeva J., Melnik D., Dubov A. Lever drive for separating tables

The Sin-drive as an engine to the 8-position rotary table fission automated lines for assembling and welding of automobile wheels was proposed. An analytical function of the hinge point of the table, the dependence on the structure and size of the drive was researched. During a working trigger table loaded excessive starting torque is compensated by a large reduction ratio, which is a function of the Sin-drive structure.

Key words: rotary dividing table, Sin-drive, gear number, position function, block diagram, closed vector paths.

УДК 621.43.01: 519.876.5: 004.424.43

Канд. техн. наук В. О. Мазін

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

МАШИННА ОБРОБКА ХАРАКТЕРИСТИК КОМПРЕСОРА І ТУРБІНИ ТЕПЛООВОГО ДВИГУНА Й АГРЕГАТА НАДДУВУ КОМБІНОВАНОГО ДВЗ

Складено алгоритм машинної обробки двох функцій двох загальних аргументів. Показав високу швидкодію і задовільну збіжність при дослідженні газодинамічних процесів у впускній і випускній системах. Відрізняється універсальністю: орієнтований на КДВЗ, може застосовуватися при рінні задач, не пов'язаних з двигунобудуванням.

Ключові слова: тепловий двигун, комбінований двигун внутрішнього згоряння, агрегат наддуву, газодинамічні процеси, машинна обробка характеристики компресора, машиноорієнтований алгоритм.

Актуальність роботи

Процеси у циліндрі і системах КДВЗ досліджують теоретично за допомогою фізико-математичних моделей, де експериментальні дані обробляються за допомогою різних алгоритмів. Ці алгоритми орієнтовані на прості залежності [1-3] і використовувати їх не завжди зручно, оскільки у більшості випадків дані є багатопараметрові залежності, сполучені графіки і таблиці декількох функцій одного чи декількох аргументів, часто не нормалізовані за ціною розподілу чи початком відліку. Тому розробка розрахункової методики, що спрощує відповідні дії є актуальною.

Мета і завдання роботи

При дослідженні теплових двигунів і КДВЗ використовуються різні дані у вигляді графіків і таблиць: теплофізичні характеристики робочого тіла, теплова характеристика охолоджувача наддувочного повітря, аеродинамічні характеристики клапанних органів газорозподілу, витратні характеристики лопаткових машин агрегата наддуву. Метою дійсної роботи є розробка універсального алгоритму машинної обробки характеристик агрегатів і пристроїв комбінованого ДВЗ. Досягнення мети пов'язане з вирішенням таких задач: забезпечення обов'язкового потрапляння в область визначення, пошук найближчого оточення, визначення шуканої величини. У якості прикладу за допомогою цього алгоритму розрахувати дійсний коефіцієнт тепловіддачі випускного колектора дизеля 6ЧН-12/14 у різні моменти циклу.

Матеріали і результати дослідження

Стан системи визначається числовими значеннями її величин (показників, параметрів, характеристик); стан визначений, коли відомі значення всіх величин.

У практичних розрахунках визначають одні стани за даними інших, скласти алгоритм машинної обробки таких матеріалів не просто, труднощі пов'язані з

прагненням до універсального алгоритму для всіх матеріалів – в інтересах стислості програмного забезпечення (ПрЗб), вихідні матеріали (первинні), крім того, ненормалізовані, як правило: ціна розподілу (крок) не однакова чи відсутня, відлік починається не з початку координат (є розриви: матеріали складені).

Найближче оточення стану (НО) – це 2 найбільш наближених визначених стани за даними – «сусіди».

Пріоритет надається універсальним алгоритмам машинної обробки різноманітних даних задля стислості програмного забезпечення.

Для задач подібної постановки природа залежності і функціональна підпорядкованість неістотні: важливо, що величини взаємозалежні. Стани в більшості відомі, є стани задані (орієнтири) і такі, що визначаються; відповідно розрізняються величини «відомі» й «що визначаються». Такі задачі відносяться до розряду переборних, через крокову невизначеність розв'язуються в операціях з порядковими номерами членів числового ряду (станів).

Послідовність дій:

- 1) перевірка відповідності області визначення (включення у поле характеристики),
- 2) компенсація ненормалізованості даних: початку відліку, розривів, ціни розподілу,
- 3) пошук найближчого оточення,
- 4) усікання бази даних, локалізація, конкретизація: відкидається зайва непотрібна інформація, віддалена від стану, що визначається – порівняно з найближчим оточенням,
- 5) вибір, ідентифікація і визначення величини за даними найближчого оточення.

Ці дії сполучені з асоціацією і синтезуванням даних – для раціональності процедур обміну інформацією, виконуються за правилами дій над матрицями і числовими рядами; застосовуються при пошуку найближчого оточення – метод послідовного наближення (половинного ділення) [4], при усіканні бази даних –

переміщення осей координат, скорочення множини до підмножини, при визначенні величини за даними найближчого оточення – лінійна інтер- чи екстраполяція, апроксимація [5].

За базовий приймається загальний випадок: числа без якогось кроку орієнтовані за зростанням, дані починаються не з початку відліку. Початок не з початку відліку і розрив на початку є тотожні поняття, початок з початку відліку вважається окремим випадком; точки перегину можуть трактуватися як збіг декількох суміжних станів.

Перед використанням первинні матеріали спеціальним чином готують: погоджують одиниці виміру, перетворюють графіки до табличного виду. Дані упорядковують, маючи на увазі збіжність ітераційних процесів, нумерують за законом ряду натуральних чисел: дотримуючись сплосності порядкових номерів і прагнучи до мінімальної розмірності матриць (наскрізна нумерація, ігнорування розривів). У результаті дані у вигляді «таблиця», «матриця» чи «числовий ряд» повинні відповідати вимозі однозначності і віддзеркалювати характер функціональних залежностей: гладкість, монотонність, перегини, кривизну, безперервність.

Повинні пошуково-обчислювальний процес швидко і надійно сходиться, алгоритми – забезпечувати необхідну точність визначення стану при мінімальному обсязі обчислень і максимальній полегшеності процедур. Ці задачі стають посильними при залученні математичних методів лінеаризації.

При визначенні можливі варіанти стану: а) відповідає області визначення характеристики (чи несуттєво від неї відхиляється), б) не збігається з жодним з відомих станів (збігається в окремому випадку). Необхідно знайти найближче оточення і за ним встановити невизначений стан (інтерполяцією, наприклад).

Алгоритми подібних задач мають безліч аналізаторів й інструкцій спрямованості процесу. Критерієм збігання станів, що визначається, і представленого на характеристиці (влучення в ціль) і ознакою завершення пошукового процесу може бути виконання умови «порядкові номери станів розрізняються на одиницю».

Характеристики з числом величин, менше ніж те, на яке розрахований алгоритм, адаптуються уведенням величин «порожньо». Розмірність масивів у процедурі визначається за найбільш інформативною величиною, менш інформативні величини доповнюються станами «порожньо».

Окремо для пошуку НО і визначення величини за його даними деякі нароби й алгоритми є (Fork, Interpol) [5]. У цій роботі систематизується досвід машинної обробки монотонних безперервних сполучених залежностей декількох функцій декількох загальних аргументів, закріплюється і фіксується комплекс уніфікованих дій (ПрЗб НРНС, Massif), наводяться самі найзагальніші інструкції, правила і рекомендації на прикладі обробки характеристики компресора. З залежностями дискретного і коливального характеру вони не використовувалися.

Графічна ілюстрація машинної обробки характеристики компресора наведена на рис. 1: відомі $G_a(m), U_k(n), P_k(m, n), \mathcal{E}_{kad}(m, n), \pi_k, u_k$; визначаються g_a, η_{kad} (великі букви – числові ряди чи матриці, що описують величини; маленькі букви – поточні значення цих величин).

Сутність дій:

1) закордон (перевіряється відповідність області визначення): 1-е найгрубіше наближення – повна база даних (рис. 1, а); НО оголошується вся область визначення: стан що визначається напевно в полі, на границі чи в безпосередній близькості характеристики (в останньому випадку – екстраполяція чи переведення на найближчу границю за визначеними угодами);

2) усікання бази даних (рис. 1, б); для найбільш визначеного параметричного аргументу зберігають 1...2, для основних – усі значення: досліджуваний стан гарантовано на обмеженому полі;

3) зведення задачі до меншого числа аргументів (аж до одного): інтерполяційним перерахунком за параметричним аргументом у співвідношенні «найближче оточення – стан, що визначається» (рис. 1, в);

4) витяг 1...2 станів з функції одного аргументу, що утворилася (найближчого оточення), що напевно утримують стан, що визначається (рис. 1, в);

5) обчислення значення шуканої величини: інтерполяцією чи розв'язанням апроксимуючого

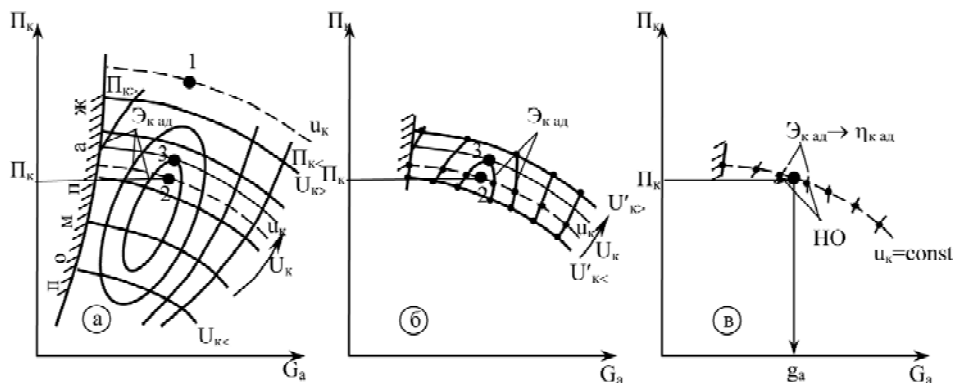


Рис. 1. Графічна ілюстрація машиноорієнтованого алгоритму визначення параметрів компресора за характеристикою

(параметричного) рівняння (рис. 1, в) – у залежності від необхідної точності.

Приклад методики

Нижче наводиться практично реалізований алгоритм машинної обробки характеристики компресора агрегату наддуву дизеля 6ЧН-12/14. Методикою передбачено використання раніш опублікованих стандартних алгоритмів пошуку Fork, інтер- та екстраполяції Interpol. Великими літерами позначено таблиці вихідних даних, малими – відповідні значення характеристик стану. Також позначено: індексами \leftarrow, \rightarrow – «менший» і «більший» елементи ряду, найближчого оточення; штрихом ' – значення найближчого оточення; значками \Rightarrow, \Leftarrow – «передача інформації» у ПрЗб, «одержання інформації».

Алгоритм

Дано: $G_a(m), U_k(n), P_k(m, n), \mathcal{E}_{k,ad}(m, n), \pi_k, u_k$
 Знайти: $g_a, \eta_{k,ad}$
 Закордон: якщо $u_k < U_{k\leftarrow}$ чи $u_k > U_{k\rightarrow}$ – екстраполяція.
 Визначення екстраполяцією $G_a(m), P_k(m), \mathcal{E}_{k,ad}(m)$ при u_k (ПрЗб Interpol); співвідношення відповідно: $u_k:U_{k\leftarrow}:U_{k\leftarrow+1}; u_k:U_{k\rightarrow}:U_{k\rightarrow-1}$.
 Закордон і помпаж: якщо $\pi_k < P_{k\leftarrow}$: $\pi_k = P_{k\leftarrow}$, $g_a = G_{a\leftarrow}$; чи якщо $\pi_k > P_{k\rightarrow}$: $\pi_k = P_{k\rightarrow}$, $g_a = G_{a\rightarrow}$.
 Пошук найближчого оточення для u_k (ПрЗб Fork): $\Rightarrow U_{k\leftarrow}(n), u_k \Leftarrow U_{k\leftarrow}', U_{k\leftarrow+1}'$.
 Визначення інтерполяцією $G_a(m), P_k(m), \mathcal{E}_{k,ad}(m)$ при u_k (ПрЗб Interpol); співвідношення $U_{k\leftarrow}':u_k:U_{k\leftarrow+1}'$.
 Пошук найближчого оточення для π_k (ПрЗб Fork): $\Rightarrow P_{k\leftarrow}(m), \pi_k \Leftarrow P_{k\leftarrow}', P_{k\leftarrow+1}'$.

Визначення інтерполяцією $g_a, \eta_{k,ad}$ при u_k, π_k (ПрЗб Interpol); співвідношення $P_{k\leftarrow}':\pi_k:P_{k\leftarrow+1}'$.

Дослідження тепловіддачі

Коефіцієнт тепловіддачі випускного колектора дизеля 6ЧН-12/14 по довжині і з плинном циклу визначено за газодинамічним методом. Використовувались: F_w – площа поверхні тепловіддачі за кресленнями; T, T_w – експериментальні дані зміни температури випускного газу і внутрішньої стінки колектора, M_g – масова витрата газу за розрахунком циклу КДВЗ; $\delta l, dw, di$ – елементарні механічна робота, зміна швидкості й ентальпії газу



(1)

Алгоритм машинної обробки табличних даних вмонтовувався у фізико-математичну модель КДВЗ [6]. Результати дослідження наведені у таблиці 1.

У таблиці позначено:

- ϕ – кут повороту колінчастого валу,
- μF_g – ефективна прохідна площа випускного клапанного органу,
- F_w – площа поверхні тепловіддачі патрубку,
- T_1, T_2, w_1, w_2 – температура і швидкість випускного газу на вході у патрубок і на виході,
- T, T_w – температура газу і поверхні тепловіддачі у середньому перерізі по довжині патрубку,
- q_w, Q_w – поверхнева щільність теплового потоку і теплота, передана через поверхню,

Таблиця 1 – Результати визначення коефіцієнта тепловіддачі в кришці циліндра дизеля 6ЧН-12/14

ϕ °ПКВ	μF_g мм ²	M_g кг/с	w_1 м/с	T_1 К	w_2 м/с	T_2 К	T К	T_w К	α_w Вт/м ² ·К	q_w Вт/м ²	F_w мм ²	Q_w Дж	$\alpha_{w,cp}$ Вт/м ² ·К
0	23,6	0	0	813	0	773	793	875	0	0	21112	0	-4582
5	6,6	0,0006	141,96	793	0,58	753	773		3	-338		0,02	
10	0	0,0003	0	773	0,30	733	753		0	0		0	
495	0	0	0	1185	0	1000	1092,5		0	0		0	
510	40,6	0,0189	980,11	1149	22,66	994,6	1071,8		-2197	-432630		-18	
525	100,9	0,0548	1111,2	1113	65,56	989,3	1051,2		-9121	-1606975		-68	
540	300,6	0,1386	911,84	1077	164,80	984	1030,5		-17085	-2656840		114	
555	445,2	0,1849	787,09	1032	210,66	942,6	987,3		-22616	-2540572		111	
570	510,8	0,1861	660,58	987	202,76	901,3	944,2		-25496	-1763475		-78	
585	528,8	0,1711	559,92	942	177,88	860	901		-44647	-1160826		-51	
600	544,9	0,1443	449,23	923,3	147,98	848,3	885,8		-58071	-629108		-28	
615	549,3	0,1209	365,84	904,6	122,29	836,6	870,6		81046	-351199		-16	
630	538,7	0,1050	317,23	886	104,71	825	855,5		11862	-231323		-10	
645	523,9	0,0977	299,41	874	96,15	814	844		6247	-193674		-8,6	
660	498,4	0,0927	294,50	862	89,97	803	832,5		4228	-179695		-7,9	
675	406,6	0,0805	309,28	850	77,09	792	821		3279	-177110		-7,7	
690	246,3	0,0582	365,37	841	55,24	784,6	812,8	2962	-184153	-7,9			
705	102,6	0,0324	482,06	832	30,41	777,3	804,6	2554	-179668	-7,6			
720	23,6	0,0086	552,26	823	8,01	770	796,5	798	-62716	-2,6			

$\alpha_w, \alpha_{w,ср}$ – коефіцієнт тепловіддачі: дійсна і середня величини.

Температури T_1, T_2, T, T_w у відповідних перерізах колектора визначались експериментально за допомогою термопар і термоанемометру. До монтажу термопар висуваються такі вимоги: спай розміщується безпосередньо в місці виміру температури, забезпечується надійний контакт спаю і тіла колектору, місце зварювання ретельно обробляється, щоб поверхня була ідентична вихідній, не утворився місцевий опір і не змінилася газодинамічна структура потоку.

Використовувались: термопара хромель-алюмель $\varnothing 0,55$ мм з потенціометром ПП-63 як вторинним приладом; термоанемометричний вимірювальний комплекс ТАИК-1 з лінеаризатором ТЛ-1 і термоанемометрами ТА-15, де у якості чутливого елементу платиновий дріт $\varnothing 15$ мкм. Виміри температури T_w реєструвалися 2-ма способами: а) на фотопапері шлейфовим осцилографом Н-145, б) запам'ятовуючим пристроєм ЕОМ після підготовки сигналу адаптером.

Значення кута повороту колінчастого валу j , при яких відбувалися виміри температури, фіксувалися за положенням верхньої мертвої точки у 1-му циліндрі на такті впуску. Задля цього на маховику монтувався ємкісний датчик, сигнал від якого відображено на папері разом з вимірами. Частоту обертання колінчастого валу встановлювалося за допомогою тахометру ТЕСА з первинним перетворювачем ППТ-26.

Таким самим чином встановлюються значення коефіцієнту тепловіддачі всіх елементів і власно самого випускного колектора (задля економії місця не наведено). Достовірність методики і алгоритму перевірено за співпадінням результатів з результатами обчислення за теплотехнічним методом, адекватність – за співпадінням з експериментальними даними, відомими з літератури.

Висновки

Встановлено для випускного колектора КДВЗ: 1) коефіцієнт тепловіддачі залежить від витрати газу; 2) дійсні значення коефіцієнту тепловіддачі суттєво

відрізняються від наведених у літературі з двигунобудування і теплотехніки, середні значення відхиляються не більше, ніж на 7 %; 3) при певних умовах напрямків теплового потоку може змінитись на протилежний.

Дійсні інструкції і правила обробки декількох сполучених функцій декількох загальних аргументів універсальні, їх можна застосовувати з неназваними тут характеристиками КДВЗ, при вирішенні задач не пов'язаних з двигунобудуванням. Програмне забезпечення НРНС, Massif, Fork, Interpol складене алгоритмічною мовою Fortran IV, відгестоване при дослідженні газодинамічних процесів у впускному і випускному трактах дизелів серії ЧН-12/14 показало високу швидкість і задовільну збіжність.

Список літератури

1. Егоров Я. А. Физико-математическая модель рабочего цикла двигателя внутреннего сгорания с учетом молекулярного изменения рабочего тела при сгорании / Егоров Я. А., Воропаев Е. П. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 2. – С. 150–153.
2. Дехович Д. А. Математическая модель характеристик КДВС с различными системами турбонаддува / Дехович Д. А., Перов К. Ю. // Двигателестроение. – Л.: ЛПИ. – 1988. – № 7. – С. 9–12.
3. Артюхов А. В. Методика расчета двумерного нестационарного течения газа в выпускной системе ДВС / А. В. Артюхов, В. В. Бравин, Ю. Н. Исаков // Двигателестроение. – Л.: ЛПИ. – 1985. – № 11. – С. 55–59.
4. Мазин В. О. Алгоритм пошуку вихідних даних фізико-математичної моделі комбінованого двигуна внутрішнього згорання / В. О. Мазин // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 142–143.
5. Егоров Я. А. Об аппроксимации некоторых экспериментальных зависимостей / Я. А. Егоров, В. А. Мазин; Запорожск. машиностроит. ин-т. – Киев, 1989. – 12 с. – рус. – Деп. в УкрНИИТИ 09.10.89, № 2189-Ук89.
6. Мазин В. О. Розрахунок коефіцієнта тепловіддачі випускного колектора КДВЗ / В. О. Мазин // Вісник Східно-Українського національного університету. – 2010. – № 6. – С. 196–201.

Одержано 06.03.2012

Мазин В.А. Машинная обработка характеристик компрессора и турбины теплового двигателя и агрегата наддува комбинированного ДВС

Составлен алгоритм машинной обработки двух функций двух общих аргументов. Показал высокое быстродействие и удовлетворительную сходимость при исследовании газодинамических процессов во впускной и выпускной системах. Отличается универсальностью: ориентирован на КДВС, может применяться при решении задач, не связанных с двигателестроением.

Ключевые слова: тепловой двигатель, комбинированный двигатель внутреннего сгорания, агрегат наддува, газодинамические процессы, машинная обработка характеристики компрессора, машиноориентированный алгоритм.

Mazin V. Machining of compressor and thermal engine turbine and the pressurisation unit of combined internal combustion engine characteristics

The algorithm of two functions of two general arguments machining is given. High speed and satisfactory convergence at gas dynamics processes in inlet and final systems research was shown. It is universal as focused at CICE, and can be applied for the decision of the problems not connected with enginebuilding.

Key words: combined internal combustion engine, pressurisation unit, gas dynamics processes, machining of compressor characteristics, machining algorithm.

УДК 531.8:075.8

Candidate of technical sciences A. Kolyada, T. Sokol,
D. Prokopenko, L. Ishkova, V. Bezhenova

National technical university, Zaporizhzhia

VIBRATIONS DECREASE IN MACHINES WITH CONTINUOUS IMPACT ACTION BY INTRODUCTION OF NON-LINEAR RESILIENT ELEMENTS

The influence of non-linearity in resilient characteristics on oscillation processes in machines drives working in continuous shock action for the purpose to improve its reliability and service life was considered. The condition of vibrations diminishing in a drive is shown.

Key words: machine drive, non-linear oscillation, service life.

The drive composed of electric motor, fly-wheel, reduction gear and two couplings with non-linear characteristics is considered. The drive is designed to work together with presses and casting-breakers in cyclic duty. The presence of periodic disturbances of resistance forces is the design feature of this kind of the drive. Loads in the drive are of shock character. The moment of useful resistance forces brought to incoming shaft of a working machine exceeds several times the rated drive (nominal) forces moment brought to the same shaft (for press – 2–4 times, for casting – breakers – 10–15 times, fig. 1, *a*). Disturbances spectrum is of a continuous nature in a wide range of frequencies (fig. 1, *b*).

As a consequence with continuous machine operation the possibility of resonance arises. Damping of such vibrations is usually achieved through dissipation of energy

that results in its losses as well as in high wear out of resilient elements and decrease in reliability and service life of a drive. Introduction of non-linearity results in connection of natural vibration frequency and amplitude and this may influence on origination of resonance phenomena.

General view of a drive and its kinematical scheme together with working machine are shown in fig. 2. Here, J_1 is moment of inertia of a fly-wheel, J_2 is brought to output shaft the inertia moment of revolving parts of reduction gear, J_3 is moment of inertia of moving parts of working machine brought to the incoming shaft; c_1 , c_2 are rigidity coefficients of resilient couplings; k_1 , k_2 are energy dissipation coefficients in the couplings resilient elements; U_{12} is a gear ratio of a reduction gear.



Fig. 1. Force characteristics of a drive loading: cyclic loading (*a*) and loading spectrum (*b*)

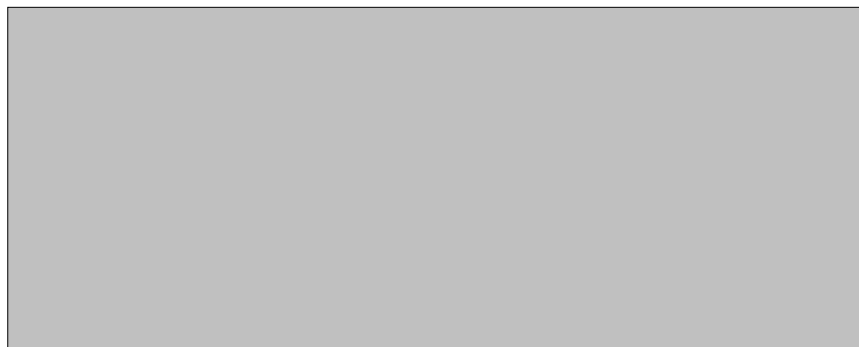
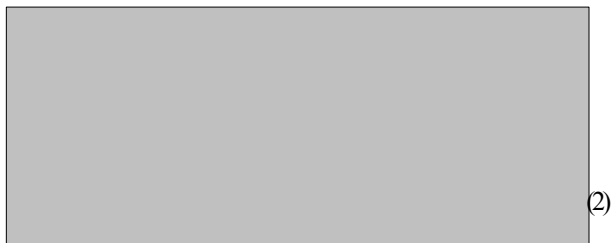


Fig. 2. General view of a drive and working machine

For non-linear elements the power relationship of the torsion moment and angular deformation is taken. Generalized coordinates are: φ_1 is the angle of rotation of motor shaft, ψ_1, ψ_2 are angles of deformation of couplings. A fly-wheel with high inertia moment on a drive shaft enables to overcome peak loadings with a low value of vibration factor. In this case it is possible to accept $d\varphi_1/dt = \omega_1 = \text{const}$ and to describe the drive vibrations with two equations

$$\begin{aligned} \ddot{\psi}_1 + a \cdot \psi_1^n + b \cdot \psi_2^n + c \cdot \dot{\psi}_1 + d \cdot \dot{\psi}_2 + e &= 0; \\ \ddot{\psi}_2 + f \cdot \psi_1^n + g \cdot \psi_2^n + h \cdot \dot{\psi}_1 + k \cdot \dot{\psi}_2 + l(\varphi_3) &= 0; \\ \varphi_3 &= (\varphi_1 - \psi_1)/U_{12} - \psi_2, \end{aligned} \quad (1)$$


where $e, l(\varphi_3), \varphi_3$ are disturbances from the engine, working machine and angle of incoming shaft rotation of working machine, and factors of equations are connected with system parameters like a following ratios:




(2)

The solution of this problem on the whole is of great complexity. That is why features of machines class being examined are used. They include stationary areas of loading. First area where power disturbances of the engine act upon $M_m = \text{const}$ and the second one where disturbances of an engine $M_m = \text{const}$ and working machine $M_{resist} = \text{const}$ act upon. Initial disturbances of every area are caused by the transient features between the areas. Presence of these disturbances only within the limits of every area allows to consider this problem as a piece-stationary one. On the other hand, the existent of continuous nature disturbances and relation of self-disturbances to frequency and amplitude allow to influence upon the resonance.

The solution of the first problem includes the search of stationary points in every area and estimation of their stability. The computation of stationary points of coordinates is realized with equations of motion (1) on

every area with  provision of conditions, $e \neq 0, l = 0$ (on the first area), and $e \neq 0, l \neq 0$ (on the second area).

Stability of stationary points has been estimated by the Routh-Hurwitz criterion. Then the Hurwitz determinants for linearized system being considered by the method of a harmonic linearization have the form:



(3)

where y_0, y_2 are the stationary points.

For stability of stationary points it is necessary that that Hurwitz determinants b_3, b_2, b_1, b_0 and R be more than zero.

With chosen parameters of working machine and a drive, that provide the stability of stationary points, $J_1 = \infty, J_2 = 0,25 \text{ kgm}^2, J_3 = 0,1 \text{ kgm}^2, c_1 = 4 \cdot 10^4 \text{ Nm/rad}, c_2 = 3,14 \cdot 10^6 \text{ Nm/rad}, U_{12} = 15,7, k_1 = 1 \text{ Nms/rad}, k_2 = 20 \text{ Nms/rad}, M_m = 40 \text{ Nm}, M_{comp} = 3140 \text{ Nm}$, through numerical methods the solution for disturbed motion was obtained. Results of the solution, the angles of deformation in couplings and loads in a working machine are shown in fig. 3.

Computations have proved that including of non-linearity into the system and provision of stability for stationary points enables to obtain little vibrations in drives of machines being considered. Fig. 4 shows the alteration in vibrations at transition to operating loading regime (A_1) and an idle operation duty (A_2) with respect to degree (n) of polynomial of non-linearity of resilient elements. So, when changing the linear system for cubic one the non-linear vibration amplitude decreases for an order. This is related as to the shifting of vibration frequency at the increase of amplitude in areas of high frequencies where the energy of disturbance spectrum is significantly lower, as well as with progressive dissipation of vibration energy in area of high frequencies, and with positive effect of transient processes on the rate of amplitude growth at origination of the resonance.

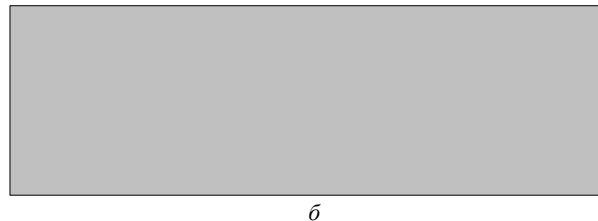
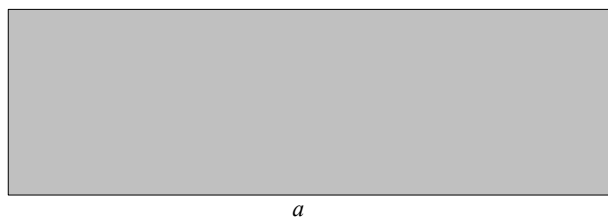


Fig. 3. Dynamics of a system with non-linear elements: angle of deformation in couplings (a) and change of forces in working machine (b) with present of vibrations

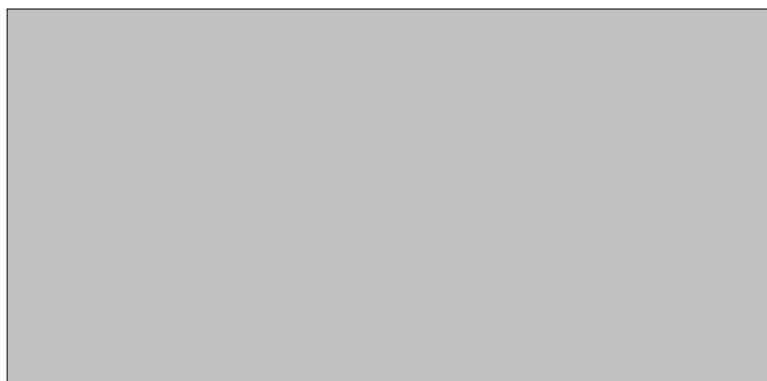


Fig. 4. Relation of amplitude vibrations to polynomial degree

List of literature

1. Теория автоматического управления. Книга 1 / [под ред. В. В. Солодовникова]. – М. : Машиностроение, 1967. – С. 455–537.
2. Коляда А. Ф. Формирование случайных процессов в механических системах : монография / Коляда А. Ф., Шевченко В. Г. – М. : Просвещение, 2008. – С. 14–21.

Одержано 05.07.2011

Коляда О.Ф., Сокол Т.О., Прокопенко Д.С., Ишкова Є.О., Бсженова В.С. Зменшення коливань у машинах безперервної ударної дії введенням нелінійних пружних елементів

У статті розглядається вплив пружних нелінійних характеристик на коливальні процеси в приводах машин, що працюють в ударному режимі, з метою підвищення надійності і довговічності. Показані умови зменшення коливань у приводі.

Ключові слова: *привод машини, нелінійні коливання, термін життя.*

Коляда А.Ф., Сокол Т.А., Прокопенко Д.С., Ишкова Е.А., Беженова В.С. Уменьшение колебаний в машинах непрерывного ударного действия введением нелинейных упругих элементов

В статье рассматривается влияние нелинейностей упругих характеристик на колебательные процессы в приводах машин, работающих в ударном режиме, с целью повышения его надежности и долговечности. Показаны условия уменьшения колебаний в приводе.

Ключевые слова: *привод машин, нелинейные колебания, срок службы.*

УДК 631.316.022

Канд. техн. наук З. М. Шанина, канд. техн. наук Л. В. Гальченко,
канд. техн. наук Л. М. Мартовицкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТИ ЗУБЧАТОГО РАБОЧЕГО ОРГАНА ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОЧВЫ

Предложена математическая модель, которая при определенных условиях позволит разработать зубчатый орган с такой формой рабочей поверхности, который будет удовлетворять агротехническим, технологическим и экономическим показателям при обработке почвы. Получены уравнения, которые описывают поверхность рабочего органа на участках впадин и выступов.

Ключевые слова: *зубчатый рабочий орган, почва, выступы и впадины зубьев, логарифмическая спираль, парабола четвертого порядка, математическая модель, матрично-векторное решение.*

Плодородие черноземных почв как основного экономического ресурса Украины зависит от качества их обработки. Известно, что определяющим критерием

качества обработки почвы является ее крошение. Уровень крошения почвы зависит от геометрии рабочего органа и от кинематики его движения в процессе ра-

боты. Исследования показали, что геометрия рабочего органа определяет энергоемкость обработки почвы, а также напряженно-деформированное состояние инструмента во время его работы. С целью удовлетворения вышеизложенным требованиям к обработке почвы был разработан и предложен почвообрабатывающий рабочий орган.

Рабочий орган выполнен в виде блока зубьев (рис. 1), представляющих собой в горизонтальной плоскости впадины, выполненные по логарифмической спирали и выступов, спрофилированных по параболе четвертой степени.

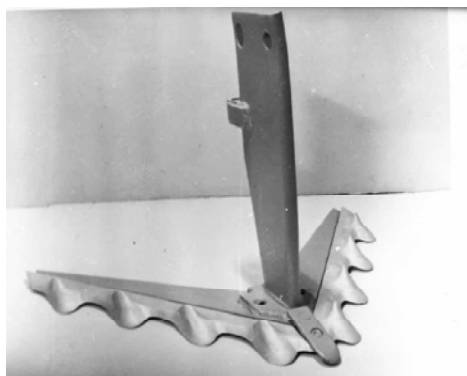


Рис. 1. Общий вид зубчатого рабочего органа для обработки почвы

В горизонтально-проецирующих плоскостях сечение зуба представляет собой семейство логарифмических спиралей

$$\dots \quad (1)$$

- где r_{ψ_i} – текущий радиус-вектор;
- r_0 – начальный радиус-вектор;
- $\text{tg}\varphi$ – коэффициент внутреннего трения;
- ψ – текущий угол радиуса-вектора спирали.

Рабочую поверхность будем задавать кинематически, как траектории движения точек производящей ло-

гарифмической спирали (рис. 2), расположенной в плоскости Ox_2x_3 и совершающей вращательное и поступательное движения.

Геометрию поверхности зубчатого рабочего органа для обработки почвы в общем виде можно представить с помощью матрицы

$$\dots \quad (2)$$

где $\begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{pmatrix}$ – матрица третьего порядка,

описывающая вращение в трехмерном пространстве;

\dots – составляющие поступательного перемещения.

Вращение точек M_i спирали вокруг оси Ox_3 на угол $\alpha = 90 - \gamma$ (где γ – угол раствора лапы рабочего органа), описывается матрицей вращения

$$\dots \quad (3)$$

Координаты текущих точек M_i производящей логарифмической спирали, определяемые по уравнению (1), при $\varphi = 45^\circ$ и $\psi = -45^\circ \dots 50^\circ$ будут иметь следующие значения (рис. 3)

$$\dots$$

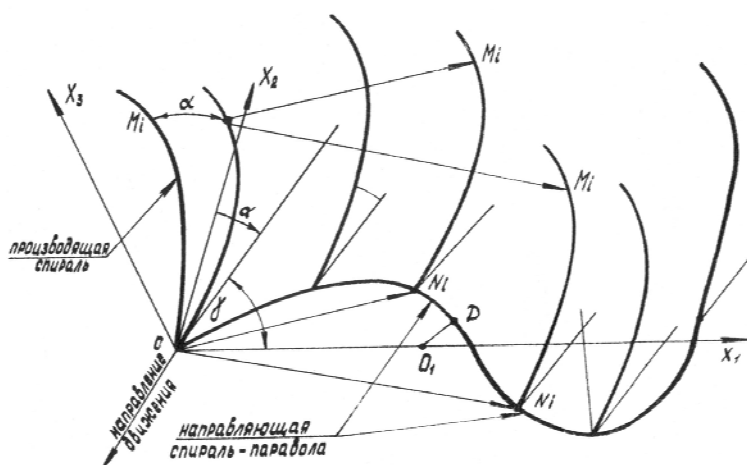


Рис. 2. Кинематическая модель поверхности рабочего органа

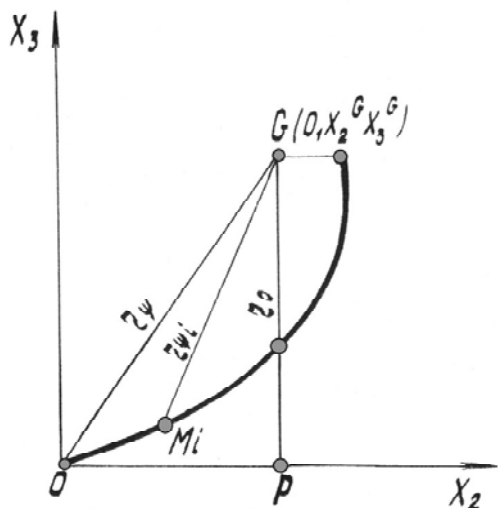


Рис. 3. Вид производящей спирали

Координаты текущих точек M_i производящей спирали в декартовых координатах в зависимости от ψ запишутся в следующем виде

$$\begin{matrix} \square \\ \square \\ \square \end{matrix} \quad (4)$$

Поступательное перемещение точек M_i на участке впадины или выступа, описывается матрицей перемещения

$$\square \quad (5)$$

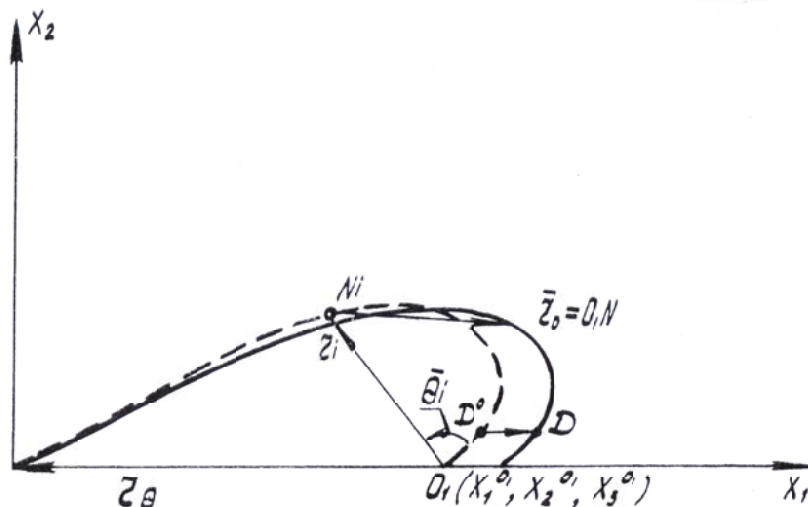


Рис. 4. Преобразования спирали впадины

где $\Delta x_1^{N_i}, \Delta x_2^{N_i}, \Delta x_3^{N_i}$ – составляющие вектора.

Таким образом, общее перемещение точек производящей логарифмической спирали определится путем скалярного перемножения матриц

$$\square \quad (6)$$

Тогда уравнение поверхности зубчатого рабочего органа может быть представлено в виде

$$\square \quad (7)$$

где X_i – координаты текущей точки M_i на производящей спирали, определяемые уравнениями (4);

Y_i – координаты точек поверхности зубчатого рабочего органа, зависящие от параметра ψ_i – производящей логарифмической спирали и величины вектора ON_i , определяемые положением текущей точки N_i на впадине или выступе кромки режущего лезвия.

Для участка впадины координаты текущей точки N_i вектора перемещения по логарифмической спирали (рис. 4) определяются по уравнениям

$$\begin{matrix} \square \\ \square \\ \square \end{matrix} \quad (8)$$

где $\theta_i = 180^\circ$ – исходные углы;

\square – координаты точки $O_1(\frac{s}{2}, 0, 0)$;
 S – шаг расстановки зубьев.

В связи с удлинением логарифмической спирали профиля впадины по оси OX_1 вводится коэффициент



а преобразование удлинения запишется матрицей

$$\begin{bmatrix} \dots & \dots \\ \dots & \dots \end{bmatrix} \quad (9)$$

С учетом уравнения (9) координаты точек вектора поступательного перемещения можно определить

$$\begin{bmatrix} \dots \\ \dots \\ \dots \\ \dots \end{bmatrix} \quad (10)$$

Для участка выступа координаты текущей точки N_i (рис. 5) вектора поступательного перемещения по параболе $x_2 = x_1^4$ определяются как произведение следующих преобразований:

а) сжатия вдоль оси OX_2 с коэффициентом μ , описываемого матрицей

$$\begin{bmatrix} \dots & \dots \\ \dots & \dots \end{bmatrix} \quad (11)$$

б) удлинения вдоль оси OX_1 с коэффициентом k , описываемого матрицей (9);

в) поступательного перемещения вдоль вектора CD , описываемого матрицей (5).

Тогда общее преобразование параболы опишется матрицей

$$\begin{bmatrix} \dots \\ \dots \\ \dots \\ \dots \end{bmatrix} \quad (12)$$

Координаты текущей точки N_i на параболе будут иметь следующий вид в матричной форме

$$\begin{bmatrix} \dots \\ \dots \end{bmatrix} \quad (13)$$

где X_i – координаты точек исходной параболы $x_2 = x_1^4$;

Δx_i – координаты точек преобразованной параболы, которые определяются в следующем виде:

$$\begin{bmatrix} \dots \\ \dots \\ \dots \end{bmatrix} \quad (14)$$

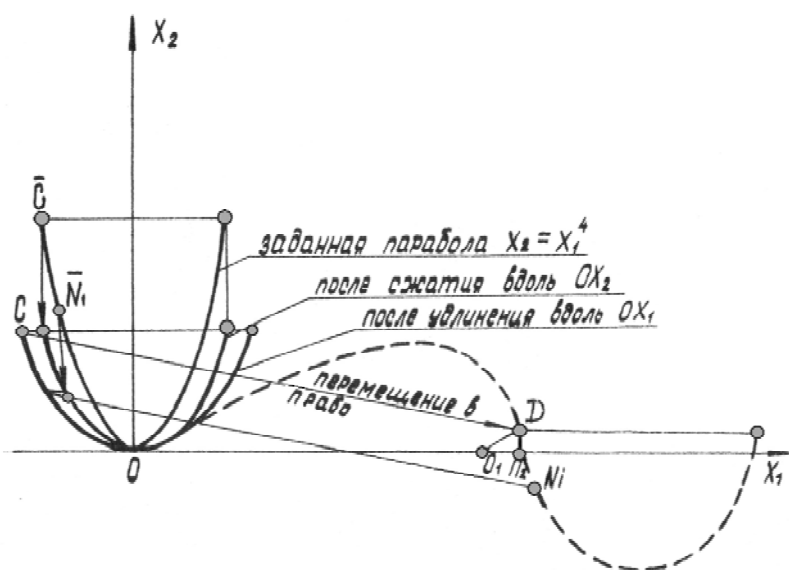


Рис. 5. Координаты текущих точек N_i параболы на участке выступов

Уравнение поверхности зубчатого рабочего органа (7) в матричной форме может быть представлено как

$$\begin{matrix} \text{[Blank Matrix]} \\ (15) \end{matrix}$$

где $x_1^{M_i}, x_2^{M_i}, x_3^{M_i}$ – координаты точек производящей спирали;

$\Delta x_1^{N_i}, \Delta x_2^{N_i}, \Delta x_3^{N_i}$ – координаты точек режущего лезвия.

Данное уравнение описывает поверхность зуба на участках впадин и выступов.

В конечном виде координаты точек поверхности зуба можно записать для участка впадины

$$\begin{matrix} \text{[Blank Matrix]} \\ \text{[Blank Matrix]} \\ \text{[Blank Matrix]} \\ (16) \end{matrix}$$

и для участка выступа

$$\begin{matrix} \text{[Blank Matrix]} \\ \text{[Blank Matrix]} \\ \text{[Blank Matrix]} \\ (17) \end{matrix}$$

Вывод

Полученная математическая модель (16), (17) для описания поверхности зубчатого рабочего органа позволяет для различных условий с учетом глубины обработки, агротехнических требований к качеству крошения почвы, физико-механических свойств почвы, геометрии режущей кромки и числа зубьев получить семейство зубчатых почвообрабатывающих органов, которые будут работоспособными в конкретных условиях. Формы поверхностей рабочих органов зависят от значений функциональных параметров k, μ, θ, ψ .

Одержано 14.12.2011

Шанина З.М., Гальченко Л.В., Мартовицкий Л.М. Математична модель поверхні зубчастого робочого органу для обробки ґрунту

Запропоновано математичну модель, яка за певних умов дозволить розробити зубчастий орган з такою формою робочої поверхні, який буде задовольняти агротехнічним, технологічним та економічним показникам при обробці ґрунту. Отримано рівняння, що описують поверхню робочого органу на ділянках западин і виступів.

Ключові слова: *зубчастий робочий орган, почва, виступи і западини зубців, логарифмічна спіраль, парабола четвертого порядку, математична модель, матрично-векторний рішення.*

Shanina Z., Galchenko L., Martovitski L. A mathematical model of toothed labor body for soil treatment

A mathematical model that under certain conditions gives possibility to develop toothed body with such form of working surface, which will meet the agro-technical, technological and economic indices in soil was proposed. The equations that describe working body surface in the areas of depressions and protrusions was received.

Key words: *toothed working body, treated soil, protrusions and depressions of the teeth, logarithmic spiral, parabola of the fourth-order mathematical model, matrix-vector solution.*

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 656.073

Д-р техн. наук Г. Ф. Бабушкін, канд. техн. наук С. М. Турпак,
С. В. Грицай, Л. А. Веремеєнко

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

УДОСКОНАЛЕННЯ ПРОЦЕСІВ ДОСТАВКИ ТА ВАНТАЖОПЕРЕРОБКИ ПАЛИВА В УМОВАХ АГЛОМЕРАЦІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

У статті розглянуті задачі забезпечення паливом агломераційного виробництва на прикладі ВАТ «Запоріжсталь». Запропонована концепція розробки імітаційних моделей транспортного обслуговування агломераційного цеху на основі положень теорії автоматичного управління. Розроблена методика організації перевезень палива, що інтегрована в існуючу структуру управління.

Ключові слова: імітаційна модель, агломераційне виробництво, залізничний транспорт, транспортна система.

Постановка проблеми

Транспортно-складська система доставки та вантажопереробки палива для агломераційного виробництва є важливою складовою металургійного підприємства. Управління логістичним ланцюгом постачання здійснюється у тісній взаємодії транспортним, виробничим та постачальницьким підрозділами. Кожен з них користується власними критеріями оцінки ситуації щодо своєчасної доставки та утворення відповідного рівня страхового запасу на внутрішніх складах підприємства. Для ефективної координації при управлінні транспортно-складськими процесами вантажопереробки та доставки палива необхідне створення відповідного інструментарію, який дозволив би оцінити різні управлінські рішення за можливим впливом на якісні показники роботи всіх служб.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

В умовах впливу багатьох факторів на роботу цієї транспортно-складської системи [1] можливі різні варіанти організації перевізного процесу. Універсальним інструментом для розрахунків можливих ситуацій є імітаційне моделювання [2]. Для якісного опису роботи транспортно-складської системи доставки та вантажопереробки палива для агломераційного виробництва важливим є вірний вибір структури моделі.

Метою статті є розробка імітаційних моделей транспортного забезпечення перевезень палива в умовах агломераційного цеху на основі положень теорії автоматичного управління.

Матеріали і результати дослідження

Автоматичні системи [3] існують у техніці у вигляді різних автоматичних систем управління, систем автоматичного регулювання, систем, які стежать тощо. В автоматичній системі вихідна величина відтворює

зміну вхідної величини, причому автоматичний пристрій реагує на неузгодження між вихідною та вхідною величинами. Система, яка стежить, має зворотний зв'язок виходу зі входом, що призначений для вимірювання результату дії системи.

Структура імітаційної моделі транспортно-складської системи доставки та вантажопереробки палива для агломераційного виробництва з погляду теорії автоматичних систем управління концептуально може бути представлена у вигляді, наведеному на рис. 1.

У даній схемі використано такі структурні елементи:

1) вхідна величина – потік вагонів з паливом, які надходять від постачальника на станцію примикання, що для імітаційної моделі фактично є джерелом заявок (ДЗ);

2) датчиком неузгодженості, за аналогією, є черга заявок-вагонів (ЧЗ-1), які знаходяться на вхідній промисловій станції. Для випадку, коли черга ЧЗ-1 переповнюється, використовується черга ЧЗ-2 – склад палива, який може вміщувати багатократно більші запаси;

3) головним елементом автоматичного регулятора є вимірювальний пристрій або чутливий елемент, що реагує на відхилення регульованої величини – черга заявок-вагонів ЧЗ-3 на станції, яка обслуговує агломераційний цех. У холодний період року вагони направляються до черги ЧЗ-4 пристрою розморожування вантажів;

4) такі елементи імітаційної моделі як обслуговуючі пристрої (ОП №1-5), перемикачі напрямку руху замовлень (П) є виконавчими пристроями системи автоматичного регулювання;

5) об'єктом, процеси якого підлягають регулюванню, є агломераційний цех – в імітаційній моделі це стік замовлень (СЗ).

Управління автоматичним регулятором здійснюється за допомогою місцевого зворотного зв'язку (МЗЗ),

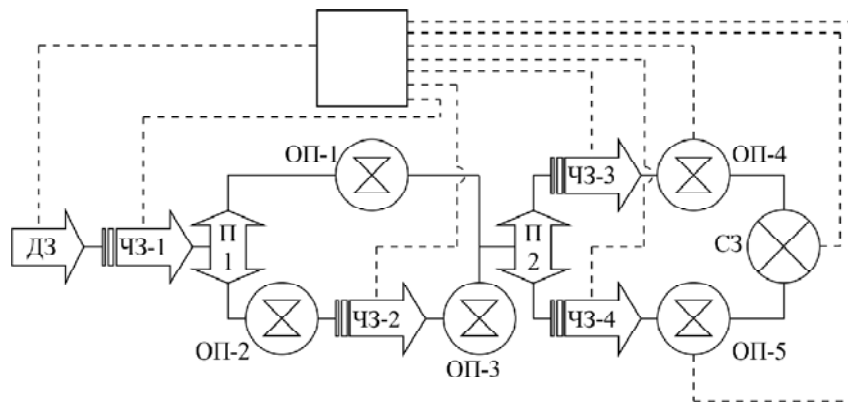


Рис. 1. Структура імітаційної моделі транспортно-складської системи доставки та вантажопереробки палива для агломераційного виробництва

тобто на рівні керівництва станції, яка обслуговує агломераційний цех. Як правило, це регулювання дійсно наближене до автоматизму: вагони подаються за контактним графіком.

Головний зворотний зв'язок (ГЗЗ) призначений для регулювання вхідного потоку вагонів відділом постачання на підставі інформаційних даних виробничого відділу та відділу планування.

За критерій якості обслуговування агломераційного цеху можна прийняти мінімум логістичних витрат на перевезення, вантажопереробку та зберігання вантажу. В такому випадку цільова функція може бути представлена у вигляді:

$$C_z = f(C_{nz}, C_{ман}, C_{зр}, C_{уб}, C_{мн}, C_{стр.з}) \rightarrow \min, \quad (1)$$

де C_z – загальні витрати на перевезення, грн.;

C_{nz} – плата за користування вагонами магістрального парку, грн.;

$C_{ман}$ – вартість маневрової роботи з вагонами місцевого парку, грн.;

$C_{зр}$ – вартість виконання вантажних робіт при перевантаженні вагонів, грн.;

$C_{уб}$ – витрати, пов'язані з втратою вантажу внаслідок перевантаження на складі, грн.;

$C_{мн}$ – витрати на утримання вагонів місцевого парку, грн.;

$C_{стр.з}$ – витрати на утримання страхового запасу, грн.

Плата за користування вагонами магістрального парку розраховується за формулою:

$$C_{nz} = \sum_{i=1}^{n_m} f_{nz}(t_i), \quad (2)$$

де n_m – кількість вагонів магістрального парку з паливом;

$f_{nz}(t_i)$ – вартісна функція плати за користування i -м вагоном магістрального парку протягом часу t_i , грн.

$$C_{ман} = \sum_{j=1}^m t_{nj} \cdot c_{лч}, \quad (3)$$

де m – кількість подач/прибирань вагонів;

t_{nj} – час подавання та прибирання партій вагонів магістрального парку, год.;

$c_{лч}$ – вартість локомотиво-години маневрової роботи локомотива підприємства, грн/год.

Вартість виконання вантажних робіт при перевантаженні вагонів розраховується за формулою:

$$C_{зр} = 2(n_m - n_m^{np}) \cdot t_{зр} \cdot c_{зр}, \quad (4)$$

де n_m^{np} – кількість вагонів магістрального парку, які подаються за прямим варіантом;

$t_{зр}$ – час виконання вантажних операцій з вагоном, год/од.;

$c_{зр}$ – вартість виконання вантажних операцій з вагоном, грн/год.

Витрати, пов'язані з втратою вантажу внаслідок перевантаження на складі, розраховуються за формулою:

$$C_{уб} = \frac{(n_m - n_m^{np}) \cdot q_{ваз} \cdot k_{уб} \cdot c_{уз}}{100}, \quad (5)$$

де $q_{ваз}$ – середня кількість вантажу у вагоні, т/од.;

$k_{уб}$ – коефіцієнт природної втрати при перевантаженні, %;

$c_{уз}$ – вартість однієї тонни вугілля, грн/т.

Витрати на утримання вагонів місцевого парку розраховуються за формулою:

$$C_{мн} = \frac{(t_{зр} + t_{\delta}) n_m^{np}}{T_p^{mn}} \cdot c_{мн}, \quad (6)$$

де t_{δ} – час на переміщення вагонів місцевого парку між вантажними фронтами, год.;

$c_{мн}$ – вартість утримання одного вагона місцевого парку, грн/добу.;

T_p^{mn} – добовий фонд часу роботи вагонів місцевого парку, год.

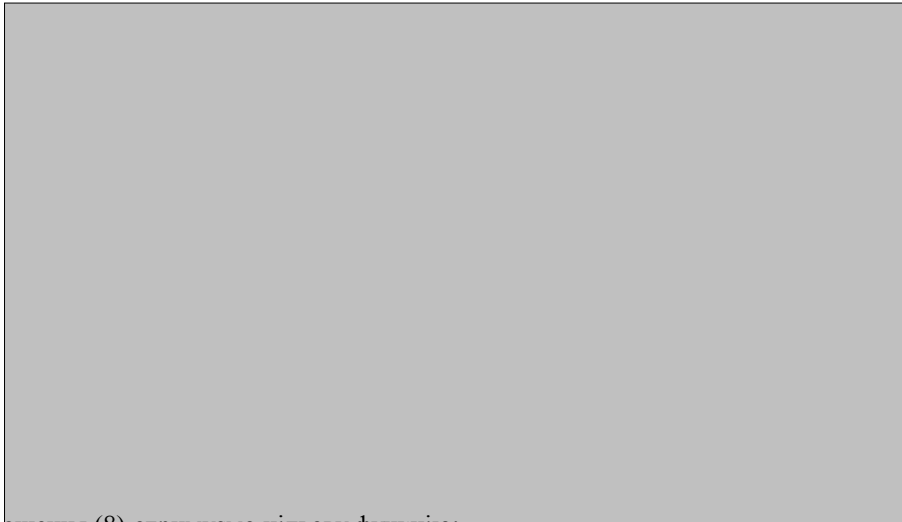
Витрати на утримання страхового запасу розраховуються за формулою:

$$C_{стр.з} = (n_m - n_m^{np}) (c_{уз} k_o + c_{зр}) q_{ваз}, \quad (7)$$

де k_o – коефіцієнт витрат, які обумовлені змертвінням оборотних коштів;

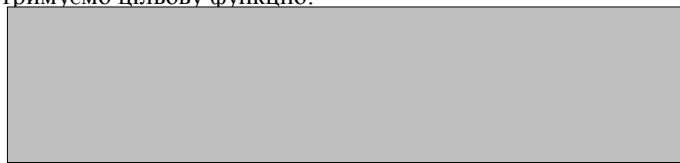
$c_{з}$ – витрати на зберігання однієї тони вантажу, грн/т.

Після підстановки усіх складових до функції (1) отримаємо:



(8)

Після спрощення (8) отримуємо цільову функцію:



при обмеженнях:



(9)

Таким чином, значення виразу $(n_m - n_m^{np})$ впливає на витрати, пов'язані з перевезенням палива для агломераційного виробництва, та є розміром черги ЧЗ-1 в імітаційній моделі. За допомогою моделі може бути врахований вплив додаткових випадкових факторів: обсяги надходження коксового дріб'язку, температурні умови навколишнього середовища в холодний період року та тощо

Таким чином, управління ланцюгом постачань палива може базуватись на результатах імітаційного моделювання процесу вантажопереробки та доставки вантажу за представленою в статті методикою.

Висновки

Розроблено структуру імітаційної моделі транспортного обслуговування агломераційного цеху, яка базується на положеннях логістики і теорії автоматичного управління. Розроблену методику організації перевезень палива інтегровано в існуючу структуру управління.

Бабушкін Г.Ф., Турпак С.Н., Грицай С.В., Веремеєнко Л.А. Совершенствование процессов доставки и грузопереработки топлива в условиях агломерационного производства

В статье рассмотрены задачи обеспечения топливом агломерационного производства на примере ОАО «Запорожсталь». Предложена концепция разработки имитационных моделей транспортного обслуживания агломерационного цеха на основе положений теории автоматического управления. Разработанная методика организации перевозок топлива интегрирована в существующую структуру управления.

Ключевые слова: имитационная модель, агломерационное производство, железнодорожный транспорт, транспортная система.

Babushkin G., Turpak S., Gritsay S., Veremeyenko L. Improving the delivery processes and materials handling fuel in agglomeration production

The problem of supplying fuel to the agglomeration of production on the example of «Zaporizhstal» was considered. The concept of the simulation models development of the transport service agglomeration plant based on the provisions automatic control theory was proposed. The method of transport fuel organization integrated into the existing management structure is developed.

Key words: simulation model, agglomeration production, rail transportation system.

Список літератури

1. Турпак С. М. Використання факторного аналізу при виборі параметрів імітаційних моделей транспортних підсистем металургійних підприємств / С. М. Турпак, С. В. Грицай, В. І. Годз // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2011. – № 5. – С. 132–136.
2. Бабушкін Г. Ф. Удосконалення логістичної системи забезпечення паливом агломераційного виробництва металургійного підприємства / Г. Ф. Бабушкін, С. М. Турпак, С. В. Грицай // Вісник Східноукраїнського національного університету імені Володимира Даля. – 2011. – № 12. – С. 19–22.
3. Бесекерский В. А. Теория систем автоматического регулирования / В. А. Бесекерский, Е. П. Попов // М. : Наука, 1975. – 767 с.

Одержано 13.01.2012

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ЛОКАЛЬНЕ ВИЗНАЧЕННЯ ТЕПЛОВИХ ПОТОКІВ

В [1–3] було опубліковано матеріали, що стосуються вимірювання теплових потоків датчиками різних типів, зокрема лінійним калориметричним зондом.

Метою даної роботи є вдосконалення конструкції лінійного калориметричного зонда (ЛКЗ).

Вдосконалення полягає в тому, що в середину ЛКЗ встановлюється диференційна термопара (рис. 1). Як видно з рисунка, нагрівання води на ділянці АВ пропорційне тепловому потоку в зонді на цій ділянці або:

$$q = \frac{G}{cL} \left(\Delta t - K \right) \quad (1)$$

де q – середня густина теплового потоку в зонді на ділянці АВ; G – витрата води, що охолоджує зонд; c – питома теплоємність води; L – відстань між спаями термопари; d – діаметр зонда; Δt – зміна температури води на ділянці АВ; K – передаточна функція ЛКЗ.

Функція K враховує нерівномірність теплової структури всередині ЛКЗ, що залежить від конструктивних параметрів зонду, швидкості води, числа Рейнольдса Re , а також від градієнта теплового потоку в даній точці струменя. Вид функції визначався експериментально при калібруванні зонду наступним чином. На ЛКЗ локально діяло точкове джерело теплоти (площа плями близько $0,5 \text{ мм}^2$), що переміщувалось вздовж зонда зі швидкістю $v_s \ll v_w$ (де v_s – швидкість переміщення джерела теплоти; v_w – швидкість води, що охолоджує ЛКЗ). Сигнал з термопари реєструвався платою АЦП марки

WAD-AD12-128Н. Вимірювання виконували зондами діаметром 4,0; 2,0 та 1,0 мм. У результаті дослідження встановлено, що в діапазоні чисел $Re = 5000 \div 50000$, при відстані між спаями термопари $L = 2d$ форма передаточної функції близька до прямокутної (рис. 1). Передаточна функція зміщена також відносно диференційної термопари на відстань $l = (0,5 \div 2,0)d$, причому зі збільшенням числа Рейнольда величина зміщення та крутість фронтів функції суттєво зменшуються.

З формули (1) видно, що приймаючи відстань між спаями термопари близько декількох d та вибираючи діаметр ЛКЗ достатньо малий, то при великих числах Re є можливість безпосередньо виміряти локальні теплові потоки струменів нагрітих газів або рідин. Таким чином модернізований ЛКЗ являє собою один з різновидів точкового калориметра, який відрізняється від описаних у літературі [2, 3] точкових датчиків простотою конструкції та можливістю визначати температуру струменів шляхом перерахунку за відомим критеріальним співвідношенням для циліндра [3].

Як видно з формули (1), збільшення відстані між спаями термопари підвищує чутливість методу, зменшує похибку, одночасно погіршуючи його просторову чутливість. Тому можна рекомендувати такі співвідношення для основних розмірів зонда:

$$L = 2d$$

де D – лінійний розмір об'єкту досліджень (плазмового струменя).

Витрата води для охолодження визначаються за критерієм Рейнольда:

$$G = \eta \cdot D \cdot \sqrt{q} \quad (2)$$

де η – динамічний коефіцієнт в'язкості води.

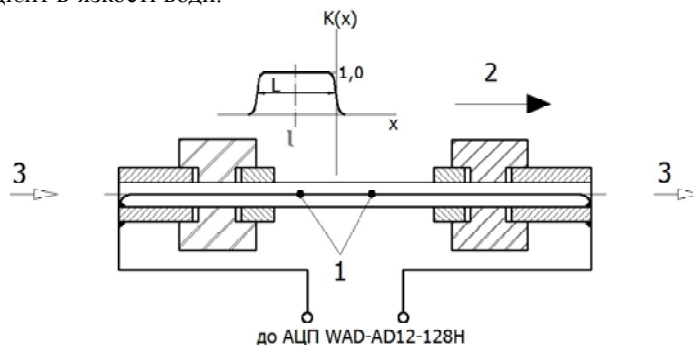


Рис. 1. Калориметричний зонд для локального визначення теплових потоків:
1 – спаї термопар; 2 – напрямок руху зонда; 3 – напрямок руху води

Окрім стаціонарних вимірювань густини теплового потоку даний ЛКЗ дозволяє визначати радіальний розподіл густини теплового потоку в струменях будь-якої конфігурації. Для цього достатньо переміщувати ділянку АВ зонду з постійною швидкістю через потік. Переміщувати зонд слід у напрямку, який співпадає з віссю самого ЛКЗ, оскільки при цьому суттєво зменшується похибка, що обумовлена неодномірною тепловою структурою всередині зонда. Питання відносно швидкості руху ЛКЗ, інерційності системи реєстрації і т. і. розглянуті в роботі [4].

Загальна похибка методу визначається (окрім інерційності зонда та системи реєстрації) похибкою визначення величин, які входять до формули (1).

Для експериментальної перевірки описаного методу був виготовлений зонд з мідної трубки діаметром 1,0 мм та товщиною стінок 0,1 мм (рис. 1).

Латунні перехідні штуцери для введення та виведення потоку води, що охолоджує, були припаяні до кінців мідного капіляру. Диференційна мідьконстантанова термопара виконана з дроту діаметром 0,1 мм, який зварено стиковим швом та покрито лаком. Кінці динамічної термопари були виведені через вставки з органічного скла, які вкручувалися в штуцери, що дозволяло регулювати просторове положення та механічний натяг термопари. В якості реєструвального приладу використовувалась плата АЦП. Зонд переміщувався з постійною швидкістю координатним пристроєм, який приводився в дію реверсивним електродвигуном постійного струму з регульованою частотою обертів.

Метод було випробувано в умовах повітряного плазмового струменя, який витікав з плазмотрону з вихровою стабілізацією дуги потужністю до 90 кВт. Швидкість витікання газу на зрізі сопла не перевищувала 200 м/с. Одержаний радіальний розподіл густини теплового потоку порівнювався з аналогічними залежностями, що були отримані іншими методами: звичайним ЛКЗ та динамічним термометром опору. Зіставлення експериментальних результатів, одержаних цими трьома методами, показало їх хороший збіг.

Оцінка сумарної похибки визначення густини теплового потоку зондом у нашому випадку показала, що ця величина не перевищує 5% у центрі струменя та 10–15 % на її периферії.

Висновок

Проведені експерименти підтвердили простоту, точність, надійність та універсальність запропонованого методу, що дозволяє рекомендувати його для різноманітних вимірювань густини теплового потоку в струменях рідин та газів будь-якої конфігурації.

Список літератури

1. Грей Дж. Калориметрический зонд для измерения очень высоких температур / Грей Дж., Дисекобс П. Р., Шерман М. П. // Приборы для научных исследований. – 1972. – № 7. – С. 29–33.
2. Физика и техника низкотемпературной плазмы / [С. В. Дресвин, А. В. Донской, Д. М. Гольдфарб, В. С. Клубникин] ; общ. ред. С. В. Дресвина. – М. : Атомиздат, 1972. – 352 с.
3. Животов В. К. Диагностика низкотемпературной плазмы / В. К. Животов. – Красноярск, 1983. – 60 с.
4. Поляков С. П. О двух методах калориметрии плазменных струй / С. П. Поляков, О. В. Рязанцев // Физ. и хим. обработка материалов. – 1985. – № 5, 12.

Одержано 07.02.2012

© Д-р техн. наук С. П. Поляков, І. І. Фенько, канд. техн. наук С. А. Беспалько,
канд. техн. наук Є. Я. Губар

Державний технологічний університет, м. Черкаси

Polyakov S., Fen'ko I., Bespal'ko S., Gubar E. Determination of local heat flux

ПРО ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ КОМІРЧАСТОЇ СТРУКТУРИ У W-Th ДРОТІ ПРИ ЙОГО ДЕФОРМАЦІЇ

Вольфрам найбільш важкотопкий метал, що має максимальну міцність міжатомних зв'язків. Завдяки цьому він є перспективним як основа металевих жароміцних матеріалів, призначених для роботи в екстремальних умовах, коли сплави з іншими, більш легкоплавкими основами працювати не в змозі. Зокрема, з цієї причини вольфрамовий дріт використовується як волокна у високотемпературних композиційних матеріалах. Такі волокна характеризуються високими значеннями показників міцності і модуля пружності в широкому температурному діапазоні, випускаються промисловістю і мають певні переваги в порівнянні з іншими видами волокон, що мають зміцнювальні властивості. Крім того, великим споживачем вольфраму, зокрема вольфрамоторієвих сплавів, є електровакуумна промисловість. Дроти й стрічки з цих сплавів застосовуються для виготовлення найрізноманітніших деталей (тіл розжарення, пружин, гачків, катодів генераторних ламп і газорозрядних приладів), де використовують високу міцність, пружність і підвищені емісійні властивості вольфрамових сплавів з торієм.

Частинки двоокису торію в таких сплавах при рівномірному їх розподілі у вольфрамовій матриці, окрім підвищення емісійних властивостей стабілізують дислокаційну структуру, перешкоджають росту зерна, але при цьому сприяють їх розшаруванню.

Істотним недоліком вольфрамових сплавів є високий (300–600 °C) поріг холодноламкості (температури появи крихкості $T_{кр}$), що обмежує можливості використання цього металу. Згідно з даними роботи [1], однією з головних причин холодноламкості полікристалічного вольфраму є наявність атомних сегрегацій домішок впровадження й виділень надлишкових фаз по границях зерен, що різко знижує їх міцність і сприяє інтеркристалітному руйнуванню. Накопичуючись на границях зерен, елементи з малими атомними радіусами (наприклад, С й N) можуть підвищувати поріг холодноламкості вольфраму навіть при концентраціях у декілька тисячних часток відсотка.

Суттєве подолання вказаних вище недоліків, а саме зниження $T_{кр}$, можливе шляхом оптимізації технології виробництва вольфрамоторієвих сплавів.

Відповідно до теорії, що розвивається авторами роботи [2], зниження $T_{кр}$ і, відповідно, підвищення пластичності вольфраму при звичайних температурах (20 °C) може бути наслідком наклепу, при якому руйнуються плівки вторинних фаз по границях зерен та відбувається утворення комірчастої структури, яка призводить до перерозподілу домішок впровадження по границях комірок та зерен металу. Так, у металокерамічному молібденовому сплаві TZM (аналогу вольфрамових порошкових матеріалів), збільшення ступеня деформації до 95 % сприяє зниженню температури крихкості до від'ємних температур і підвищенню відносного подовження при звичайній температурі (до 15 %). Що ж стосується вольфраму, то його крихкість виражена ще сильніше у зв'язку з більш низькою розчинністю елементів впровадження (у порівнянні з молібденом), і при цьому крихкість обумовлена тією ж причиною – утворенням неміцних, слабо зв'язаних з матрицею фаз впровадження, а також оксидів вольфраму, які послабляють границі зерен.

Практичний досвід авторів даної роботи, накопичений при виробництві металокерамічного вольфрамового дроту, також свідчить про те, що зі збільшенням ступеня деформації вольфрамової заготовки волочінням, підвищується її відносне подовження при звичайній температурі (20 °C).

В. І. Трефілов зі співробітниками [3] запропонував рівняння, яке пов'язує дійсні напруження деформаційного процесу з параметрами структури

$$\sigma = \sigma_y + K_1 \epsilon + K_2 \epsilon^2 + K_3 \epsilon^3, \quad (1)$$

де σ – дійсне напруження; σ_y – напруження початку макроскопічного плину; K_1, K_2, K_3 – коефіцієнти деформаційного зміцнення трьох нелінійних стадій; ϵ_1 – критична деформація, що відповідає кінцю стадії однорідного розподілу дислокацій; ϵ_2 – критична деформація, що відповідає початку формування комірчастої структури; G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса; d_g – розмір комірчастої структури.

Відповідно до рівняння [1] розмір d_g змінюється обернено пропорційно квадратному кореню з деформації, а напруження плину на третій (параболічній стадії) – обернено пропорційно середньому розміру комірок. З іншого боку, цілеспрямовано змінюючи параметри, що входять у зазначене рівняння, можна впливати, деякою мірою, на величину комірок і у такий спосіб, зокрема, змінювати значення $T_{кр}$. Тому у відповідності зі зазначеними припущеннями було експериментально вивчено вплив вказаних причин на структуру вольфрамоторієвих сплавів, склад яких наведено у таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджених сплавів, % мас.

Марка сплаву	ThO ₂	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	Mo
ВЧ	–	0,0015	0,0020	0,002	0,002	0,004
ВТ-7	0,5	0,0014	0,0019	0,002	0,002	0,003
ВТ-10	1,0	0,0016	0,0017	0,001	0,001	0,006
ВТ-15	1,5	0,0011	0,0015	0,003	0,003	0,005

Для введення частинок двоокису торію застосовували метод просочення [4] який дозволяє створити відповідний градієнт концентрації, який збільшується від серцевини до поверхні штабіка і тим самим забезпечується закриття пор при спіканні від серцевини штабіка до його поверхні, що, у свою чергу, дає можливість видалятися оксидам у процесі високотемпературного спікання.

Спікання штабиків здійснювали на модернізованих апаратах

ЦЭП 223А. Швидкість нагрівання при остаточному спіканні (зварюванні) штабиків кожного сплаву визначали користуючись попередньо побудованими залежностями між швидкістю підвищення температури і їх густиною [3]. Інші технологічні параметри виробництва штабиків визначали за допомогою математичної моделі, отриманої у роботі [4].

Після зварювання штабіки кували на ротаційних машинах до діаметра 2,75 мм. З отриманих прутків виготовляли зразки для випробування на розтяг. Його здійснювали при підвищених температурах на машині FM-1000 зі швидкістю 10^{-3} c^{-1} .

Закономірності зміни дислокаційної структури, що відбувається у вольфрамових сплавах у процесі деформації при різних температурах, досліджували, використовуючи перебудову машинних діаграм у координатах $S - e^{1/2}$ за методикою [3].

Дослідження виконували в області рівномірної деформації. Вважали, що об'єм металу при деформації у вказаній області є майже постійним. Істинну поточну деформацію зразків визначали за виразом

$$\epsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2)$$

де ϵ – відносна рівномірна деформація.

Істинні напруження визначали за формулою

$$\sigma = \frac{P_i}{F_i} \quad (3)$$

де P_i – поточне значення навантаження; F_i , F_0 – відповідно поточне і вихідне значення площі поперечного перерізу зразка.

При цьому, щоб користуватися машинними діаграмами для дослідження зміни структури в процесі пластичної деформації, провели співставлення результатів, отриманих при випробуванні окремих зразків, розтягнутих до різних значень деформації, і перебудованих машинних кривих у координатах $S - e^{1/2}$. Для цього на перебудовані машинні криві нанесли значення істинних напружень і деформацій, отриманих при випробуванні вказаних окремих зразків. Подовження на цих зразках вимірювали, наносячи мітки на робочу частину кожного окремого зразка. У результаті проведеного дослідження отримали залежність істинних нормальних напружень від істинних деформацій за машинною кривою та за випробуваннями зразків. При цьому встановили, що в границях експериментальних похибок точки, які характеризують подовження зразків при відповідних напруженнях, розташовані на перебудованій машинній діаграмі, а це свідчить про можливість використовувати такі діаграми без залучення інших способів вимірювання видовження зразків при їх розтягуванні.

За вказаною методикою було досліджено вплив температури випробування, концентрації окису торію та розміру зерна на кінетику зміцнення даних сплавів. Це дозволило виявити в області однорідної деформації дві прямолінійні ділянки, на границях яких відбувається зміна коефіцієнта деформаційного зміцнення. За даними В. І. Трефілова першій ділянці відповідає зона рівномірного розподілення дислокацій; другій – зона утворення дислокаційних накопичень з подальшим їх перетворенням у комірчасту структуру.

Залежності між істинними напруженнями (S) і істинними деформаціями в степені $1/2$ (\sqrt{e}), отримані при випробуванні вольфрамоторієвого сплаву ВТ-7 при різних температурах, подані на рисунку 1.

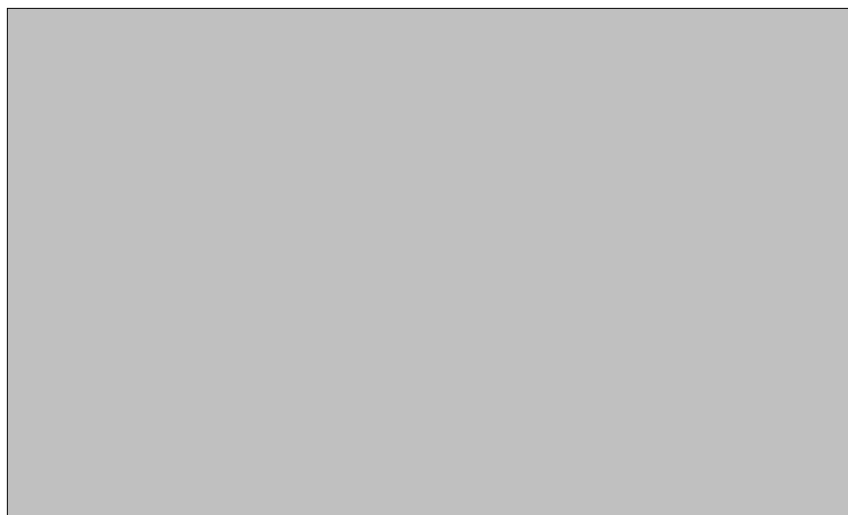


Рис. 1. Вплив температури випробування на залежності між істинними напруженнями та істинними деформаціями для сплаву ВТ-7: 1 – 1000 °С; 2 – 900 °С; 3 – 800 °С

Як витікає із приведених графіків, підвищення температури випробування призводить до зменшення коефіцієнта деформаційного зміцнення. Зменшуються критичні деформації ϵ_1 , при яких відбувається зміна коефіцієнта деформаційного зміцнення, що, ймовірно, пов'язано з переходом від відносно однорідного розподілу дислокацій до утворення дислокаційних накопичень [3]. Тобто, чим вище температура, тим легше утворюється комірчаста структура (при менших деформаціях).

На рисунку 2 наведено графіки, що описують вплив концентрації ThO_2 у вольфрамовому сплаві на процес його деформації при температурі 1000 °С.

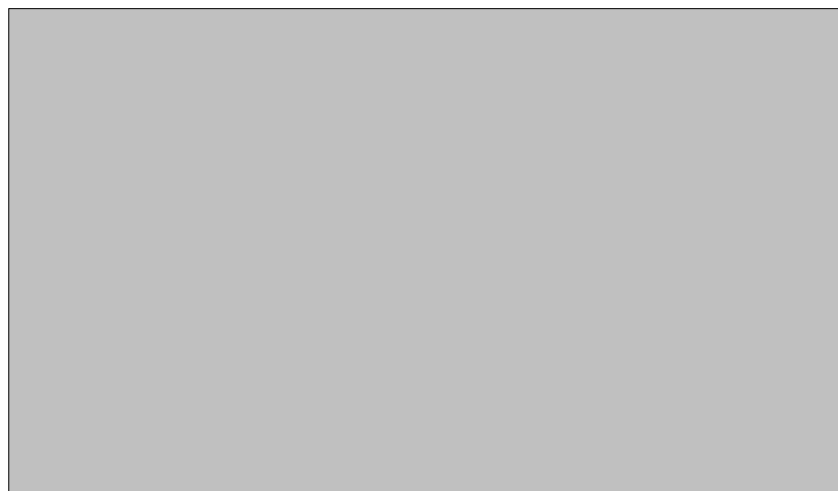


Рис. 2. Вплив концентрації ThO_2 у вольфрамовому сплаві на залежності між істинними напруженнями й істинними деформаціями при температурі випробування 1000 °С: 1 – ВЧ; 2 – ВТ-7; 3 – ВТ-10; 4 – ВТ-15

Як видно з даного рисунка, зі збільшення вмісту ThO_2 у сплавах підвищуються коефіцієнти зміцнення і зменшується значення деформації ϵ_1 . Дані результати можна пояснити тим, що зі збільшенням кількості частинок двоокису торію швидше у часі утворюється комірчаста структура, оскільки дані частинки, ймовірно, є центрами локалізації дислокацій, що, мабуть, і є причиною утворення комірчастої структури.

Залежності між істинними напруженнями (S) і істинними деформаціями в степені $1/2$ отримані при випробуванні зразків з вольфрамового сплаву ВЧ із середнім розміром зерен 82 мкм та 24 мкм представлені на рисунку 3.

Відповідно до наведених результатів (рис. 3) випробувань зазначених зразків збільшення розміру зерна підвищує ступінь деформації, необхідний для формування дезорієнтованих комірчастих структур. Оскільки у сплаві з розміром зерна 82 мкм вільний пробіг дислокацій, більший ніж у сплаві з розміром зерна 24 мкм.

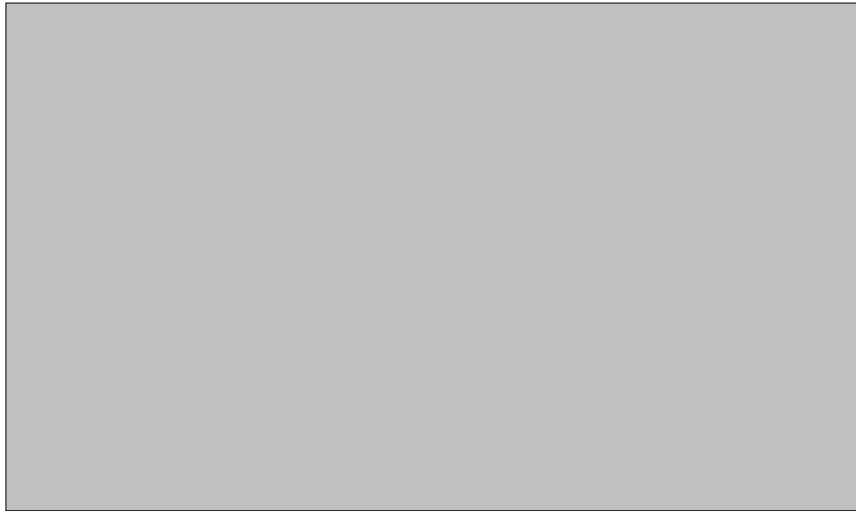


Рис. 3. Вплив розміру зерна у вольфрамовому сплаві ВЧ на залежності між істинними напруженнями і істинними деформаціями при температурі випробування 800 °С: 1 – Ø 82 мкм; 2 – Ø 24 мкм

Отже встановлено, що для вольфрамоторієвих сплавів підвищення температури випробування спричиняє зміни у дислокаційній структурі з подальшим утворенням комірчастої структури.

На основі аналізу впливу концентрації оксиду торію у вольфрамовому сплаві визначено, що швидкість утворення комірчастої структури підвищується зі збільшенням вмісту оксиду торію. Вважається, що частинки ThO_2 є центрами локалізації дислокацій і тому можуть сприяти утворенню комірчастої структури.

У результаті досліджень впливу розміру зерна у вольфрамових сплавах показано, що дрібне зерно полегшує утворення комірчастої структури, передусім завдяки зменшенню довжини вільного пробігу дислокацій з поступовим перетворенням утворюваних при цьому накопичень у границі комірок.

Список літератури

1. Савицкий Е. М. *Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов* / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов. – М. : Наука, 1971. – 356 с.
2. Трефилов В.И. Фирстов *Физические основы прочности тугоплавких металлов* / В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов. – К. : Наук. думка, 1975. – 316 с.
3. Деформационное упрочнение и развитие дислокационной структуры в поликристаллических ОЦК-металлах / [В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др.] // *Металлофизика*. – 1986. – Т. 8. – № 2. – С. 89–96.
4. Виниченко В. С. Исследование возможности использования присадки двуокиси тория методом пропитки в производстве торированных вольфрамовых сплавов / В. С. Виниченко, В. Е. Ольшанецкий, А. В. Ткаченко // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2010. – № 2. – С. 95–99.
5. Исследование влияния технологии производства штабиков на склонность проволоки из торированных вольфраморениевых сплавов к раслаиванию / [Виниченко В. С., Кононенко Ю. І., Ольшанецкий В. Е., Орлов М. Р.] // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2004. – № 1. – С. 84–88.
6. Виниченко В. С. Исследование влияния структуры на свойства вольфраморениевого сплава ВР10Т2 / В. С. Виниченко, В. Е. Ольшанецкий, Т. М. Кесаев // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2004. – № 2. – С. 34–37.

Одержано 26.03.2012

© Канд. техн. наук В. С. Вініченко, д-р техн. наук В. Ю. Ольшанецкий, М. М. Перепьолкіна

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

Vinichenko V., Ol'shanetskiy V., Perepiolkina M. About the features of forming of cellular structure in W-Th wire during its deformation

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ 2011»

В этом году конференция проходила под девизом «Знания, материалы, ценности». Этим подчеркивалась роль науки в развитии новых материалов и роль материалов в арсенале общественных ценностей. Как всегда, на конференции присутствовали представители металлургических и машиностроительных предприятий, фирм, производящих оборудование и измерительную технику, исследовательских организаций, технических университетов, экономических служб, печати, радиовещания и телевидения. В качестве участников конференции, как и обычно, зарегистрировались около 3 тыс. человек. Реальное число участников конференции было заметно ниже.

На конференции работали следующие секции:

- развитие отрасли в стране и в мире;
- стальные облегченные конструкции для средств передвижения будущего;
- оптимизация производства стали с использованием новых установок для выплавки стали и дальнейшей ее переработки;
- условия соревнования региональных рынков стали;
- альтернативные процессы производства чугуна и технологии, способствующие уменьшению выбросов углекислого газа;
- новые тенденции в энергетической и ресурсосберегающей политике.

Состояние отрасли

Основные данные были приведены в докладе президента экономического объединения сталь Ганса-Юргена Керкхофа (Hans Juergen Kerkhoff) «Сильная металлургическая промышленность как предпосылка неуклонного роста экономики». Негативные тенденции долгового кризиса европейских государств не прошли полностью мимо металлургической отрасли, омрачив несколько ситуацию на рынке. Тем не менее, все говорит о том, что эти проблемы носят временный характер, а на практике следует все же считаться с растущим спросом на сталь как основной промышленный материал и в соответствии с этим с неуклонным ростом металлургического производства. Германский рынок стали в течение первых семи месяцев 2011 г. показывал положительную динамику. Рост составил около 17 % и при этом объем продажи стали достиг уровня докризисного 2008 года. Согласно прогнозам производство жидкой стали в этом году достигнет 45,5 млн т по сравнению с 43,8 млн т в прошлом году.

Динамика производства стали в мире представлена в таблице 1. В различных странах Евросоюза складывается неодинаковая ситуация с развитием металлургии. В то время как металлургическое производство в Германии и Польше заметно растет, в Испании наблюдается спад примерно на 1,7 %. В целом в ЕС предполагается рост производства стали в 2011 г. на 7 % до уровня 155 млн т. В 2012 г. предполагается более скромный рост – примерно на 2,5 % до 158,9 млн т, что составит только 80 % от пикового объема производства в 2007 г. В отдельных странах ЕС производство стали вырастет заметнее, например, в Польше на 9,5 % в 2011 году.

В США рост производства стали в 2011 г. должен составить 11,6 %, а в 2012–5,2 %, что будет соответствовать объему производства 93,8 млн т. И здесь объем производства 2012 г. еще не достигнет уровня 2007 г. и составит около 87 % от него. Если рассматривать страны Северной Америки в целом, то рост производства в 2011 и 2012 гг. составит соответственно 9 и 4,9 %. В Центральной и Южной Америке предполагается в 2011 г. рост на 4,7 % с достижением объема производства 47,8 млн т, в 2012 г. соответственно на 9,8 % до объема 52,4 млн т. Это почти на 28 % выше уровня докризисного 2007 года.

В Японии ожидается в этом году снижение производства стали на 2, % до 61,8 млн т, главным образом, в связи с последствиями землетрясения. В 2012 г. ожидается прирост на 0,8 % до уровня 62,3 млн т, что составит лишь 7 % от уровня производства докризисного 2007 года. В странах СНГ ожидается заметный прирост производства в текущем, 2011 году – порядка 14,4 %, а затем в 2012 г. еще на 7 %. В результате общий объем производства достигнет в 2012 г. почти 60 млн т, что будет рекордным уровнем для региона.

Мир уже привык к тому, что рост мировой экономики определяется в значительной мере развивающимися странами. В 2012 г. на их долю будет приходиться около 73 % мирового производства стали. Особую роль играют страны юго-восточной Азии, в частности Китай и Индия. В 2011 г. производство стали в Китае возрастет на 7,5 % и достигнет уровня 643,2 т. В 2012 г. эти показатели составят соответственно 6,0 % и 681,6 т. Это означает, что в 2012 г. на долю Китая будет приходиться около 46 % мирового производства стали. Неудивительно поэтому, что многие эксперты, как и в прошлом году, предлагают рассматривать отдельно развитие Китая и остальных стран мира, кроме Китая. В Индии рост производства стали в 2011 г. предполагается на 4,3 % с достижением уровня 67,7 млн т, а в 2012 г. еще на 7,9 %. В 2013 году Индия планирует стать вторым крупнейшим в мире производителем стали.

Таблица 1 – Объем производства стали в различных регионах мира (данные 2011 и 2012 гг. представлены согласно прогнозу)

Регионы	Объем производства, млн.т			Рост по сравнению с предыдущим годом, %		
	2010	2011	2012	2010	2011	2012
Евросоюз (27)	144,9	155	158,9	21,1	7	2,5
Остальные европейские страны	29,6	33	34,8	24	11,3	5,7
США, Канада и Мексика	110,9	120,9	126,8	32,8	9	4,9
Страны СНГ	48,6	55,6	59,8	34,5	14,4	7,5
Центральная и Южная Америка	45,6	47,8	52,4	35,2	4,7	9,8
Африка	24,5	21,4	23,8	-8,9	-12,7	11
Средний Восток	47,6	50	53,9	14,6	5	7,9
Азия и Океания	860,6	914,1	963,1	11,1	6,2	5,4
Всего в мире	1312,4	1397,5	1473,6	15,1	6,5	5,4
В т.ч.: Развитые страны	372,7	392,9	403	24,4	5,4	2,6
Развивающиеся страны	939,6	1004,6	1070,6	11,8	6,9	6,6
В т.ч. Китай	598,1	643,2	681,6	8,5	7,5	6
Мировое производство без Китая	714,3	754,3	792	21,3	5,6	5

Предполагается в перспективе ввести в эксплуатацию новые мощности с увеличением годового объема производства до 120 млн т. Ежегодно объемы выпуска металла в стране будут повышаться на 10–15 %. Следующий пятилетний план развития страны предусматривает удвоение инвестиций в экономику – от 500 млрд. до 1 трлн. долларов. О перспективах металлургии Индии говорит тот факт, что Индия в 2010–2011 финансовом году сократила импорт готовой стальной продукции на 8,1 %, до 6,8 млн т. В то же время экспорт готовой стальной продукции вырос с 3,3 млн т до 3,5 млн т. Важной предпосылкой развития металлургии Индии являются крупные запасы железной руды в этой стране. Сегодня Индия является третьим в мире экспортером руды после Австралии и Бразилии.

Ганс Юрген Керкхоф (Hans Juergen Kerkhoff) остановился также на некоторых политико-экономических аспектах, касающихся металлургической отрасли. Отказ Германии от использования ядерной энергии и переход на новые, возобновляемые источники энергии приводит к резкому удорожанию электроэнергии – около 6,4 € за МВт·ч. Даже по сравнению с рядом находящейся Францией цены на электроэнергию в Германии на 40 % выше. Это ставит германскую металлургию в особо сложные условия. Для того, чтобы не снизить конкурентоспособность отрасли должны приниматься определенные политические решения. В этом плане существуют специальные правила компенсации, принятые Евросоюзом. Речь идет о том, чтобы за счет этих компенсаций поставить отрасль в условия, сопоставимые с ее положением в других регионах. В Германии, например, особо энергоемкие отрасли промышленности освобождены от доплаты за электроэнергию, связанной с созданием новых возобновляемых источников. Однако сейчас имеется серьезная озабоченность, что Брюссель будет сокращать такие компенсации. Большие трудности создаются внутри всего Евросоюза в связи с распределением квот на выделения CO₂. Металлурги других регионов не сталкиваются с этой проблемой. Поэтому без компенсации этих дополнительных финансовых нагрузок европейская металлургическая промышленность также может оказаться неконкурентоспособной.

Металлургические предприятия Германии и европейское металлургическое объединение Eurofer подали 21 июля 2011 г. иск в Европейский суд в связи с запланированными начиная с 2013 г., дополнительными финансовыми мероприятиями по защите климата, которые могут представлять серьезную угрозу отрасли. Так, планируется повысить стоимость сертификатов на выделения CO₂ до 30 % и понизить соответствующие нормы на 10–15 %. До тех пор, пока европейская концепция защиты климата не находит поддержку в других регионах, ее воздействие может стать отрицательным не только в плане конкурентоспособности металлургии, но и непосредственно в плане защиты климата. Имеется реальная опасность, что европейские предприниматели предпочтут перенести свои предприятия в другие регионы, где не действует столь жесткая система ограничений. В этом случае загрязнения воздушной среды в целом на планете только возрастут. Политики также не должны забывать, что именно металлургия является той отраслью, которая создает базу для перехода к новым источникам энергии. Так, конструкции ветряных энергетических установок состоят на 80 % из стали.

Во многих землях ФРГ в настоящее время партия «зеленых» входит в правящую коалицию. Под влиянием этой партии делаются попытки принимать еще более жесткие законы по защите климата. В этом плане был интересен доклад на тему «Земельная политика между защитой климата и конкурентоспособностью промышленности», с которым выступил министр экономики, энергетики, строительства, жилья и транспорта федеральной земли Северный Рейн – Вестфалия Гарри Фойгтсбергер (Harry Voigtsberger). Докладчик отметил, что вопросы защиты климата должны решаться в международном масштабе, а не в отдельных регионах. Выделения углекислого газа в атмосферу определяются совместной производственной деятельностью предприятий во всем мире. Если говорить о металлургической отрасли, то здесь ведущую роль играет позиция таких крупнейших производителей как Китай, США и Россия. Дополнительные экологические мероприятия в отдельном регионе никак не будут способствовать решению экологических проблем, но резко обострят экономическую ситуацию в регионе.

Как и обычно, докладчики останавливались также на трудностях отрасли, связанных с сырьевыми проблемами. На рынках сырья не только не наблюдается тенденции к смягчению ситуации, но, наоборот, приходится сталкиваться с все более резким ростом цен. Так, с начала 2010 г. цены на железную руду практически удвоились, а цены на коксующиеся угли поднялись на 45 %. Лишь в третьем квартале 2011 г. эти цены по сравнению с уровнем второго квартала несколько стабилизировались. Контрактные цены составляли в третьем квартале на железную руду 181 \$ за тонну и на коксующийся уголь 315 \$ за тонну. В целом цены на металлургическое сырье остаются стабильно высокими, несмотря на то, что цены на некоторые другие сырьевые материалы начинают снижаться. Такая ситуация с металлургическим сырьем не является удивительной, если принять во внимание сохраняющуюся монополию в отрасли. Три крупнейших сырьевых концерна, занятых добычей железной руды, держат в своих руках более 2/3 мировой торговли, в то время как три крупнейших производителя стали выплавляют всего 13 % мирового производства. В заключение следует сказать о динамике цен на другие сырьевые материалы, в частности, на стальную лом. С 2009 года эти цены выросли на 83 %. В настоящее время цена вторичного лома составляет 345 €/т, в то время как в 2010 г. она находилась в среднем на уровне 289 €/т.

Облегченные конструкции для средств передвижения будущего

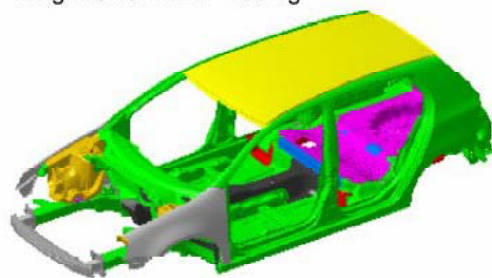
Доклад профессора д-ра Вернера Хуфенбаха (Werner Hufenbach) из Дрезденского технического университета «Системные облегченные конструкции – краеугольный камень ресурсоэффективной мобильности» был посвящен общим проблемам использования облегченных конструкций в автомобилестроении. В качестве исходных моментов для постановки вопроса докладчик назвал следующее. Уже настоящее время характеризуется развитием тенденции к сознательной и ответственной защите климата и окружающей среды, тенденцией к изменению источников энергии, недостатком и постоянным подорожанием сырьевых материалов, выравниванием уровня жизни в различных странах мира, включая развивающиеся, а также необходимостью учета нового «социального» измерения в технике. Открытыми вопросами являются: как выглядит завтрашний клиент, какие средства передвижения будут ему нужны в повседневной жизни, какие средства передвижения мы можем себе позволить и готовы ли мы дополнительно оплачивать расходы на поддержание экологии.

В качестве сценария будущего автор рассматривает следующие положения. Развитие средств передвижения будет определяться в существенной степени развитием народонаселения и его распределением между городской и сельской местностью. Значительное влияние на качество жизни и развитие средств передвижения окажет также гигантский рост регионов с особенно высокой плотностью населения – густонаселенных мегаполисов. Ясно, что развитие транспорта ведет к ухудшению экологических условий, и в связи с этим важным является вопрос о снижении вредного влияния транспорта на экологию. Путем демографического анализа можно в первом приближении набросать профиль завтрашних клиентов отрасли с целью развития стратегии будущего автомобильной промышленности. Большое значение при этом имеет вопрос, будут ли для будущих поколений такие качества как красота, внешний вид и эмоциональность его воздействия играть столь же важную роль как сегодня или будущий клиент будет интересоваться только потребительскими качествами автомобиля.

Около 70 % всех технически используемых инноваций связано прямо или косвенно с используемыми материалами. Инновации в развитии материалов и технологий являются серьезным основанием для более высокой эффективности использования материалов и энергии во всех областях жизни общества. Исследованию и анализу должны подвергаться все классы материалов: металлы, пластмассы, керамика, природные материалы, а также их комбинации — многокомпонентные материалы. Докладчик исходит из того, что наибольшую перспективу в будущем имеют два вида привода: гибридный привод (дизель+электромотор) и чисто электрический привод преимущественно с литиево-ионным аккумулятором. С целью снижения веса конструкции могут быть использованы следующие группы материалов: высокопрочные стали, легкие металлы, пластмассы, композиты и гибридные материалы (соединенные материалы и соединения материалов). На рис. 1 приведены данные об использовании различных материалов в проекте Super Light Star.

Для сопоставления различных материалов докладчик приводит следующий пример. Представим себе, что нужно сконструировать балку равного сопротивления изгибу длиной 500 мм при условии, что она в одном конце жестко закреплена, а на другом конце приложена нагрузка 300 Н. Допустимая величина максимального прогиба 1

Weight SLC BIW: 180 kg



Materials

- Aluminium sheet
- Aluminium cast
- Aluminium extrusion
- Steel
- Hot-formed steel
- Magnesium sheet
- Magnesium diecasting
- Glasfibre thermoplastic

Persent by weight

Aluminium	96 kg (53%)
Steel	66 kg (36%)
Magnesium	11 kg (7%)
Plastics	7 kg (4%)

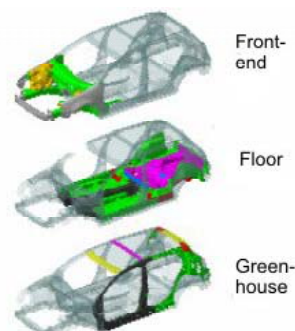


Рис. 1. Материалы, используемые в модели Super Light Star

мм. Если принять поперечное сечение балки сплошным кругом, то можно получить следующие результаты. При изготовлении из стали балка будет иметь сечение 33,7 мм и вес 3395 г, при изготовлении из алюминия соответственно 43,7 мм и 2023 г, из магния 48,8 мм и 1635 г, а при изготовлении из армированной угольными нитями пластика 37,1 мм и 863 г. Результаты существенно изменятся, если поперечное сечение балки принять не сплошным, а полым кругом наружным диаметром 50 мм. В этом случае магниевая балка будет иметь вес 1199 г, алюминиевая 937 г, стальная 788 г, а балка из углепластика 258 г. Этот пример показывает, что при проектировании облегченных конструкций необходимо рассматривать совместно форму изделия и применяемый материал.

В качестве другого примера приводится труба наружным диаметром 70 мм и длиной 1000 мм, нагруженная крутящим моментом 1000 Нм. Стальная труба может быть изготовлена со стенкой толщиной 1 мм и иметь вес 1,7 кг, магниевая – толщиной стенки 5,6 мм при весе 2,1 кг, алюминиевая – соответственно 3 мм и 1,7 кг, а труба из различного вида углепластов – 1,6–2,9 мм и 0,6–0,9 кг. Отсюда видно, что в ряде случаев использование легких металлов не имеет существенных преимуществ перед применением стали, не говоря уже о разнице в стоимости. Как считают специалисты, экономия веса машины на 1 кг за счет использования алюминия удорожает машину на 10–12 €, за счет углепласта – на 50 €, а за счет применения высокопрочных сталей не более чем на 2 €. Стоимость 1 кг высокопрочной стали составляет около 80 центов, в то время как стоимость 1 кг углеродных нитей от 10 до 15 €. Интересны в этом плане также данные о мировом уровне производства этих материалов. Мировое производство упрочненных углеродными волокнами пластмасс составляет всего 40000 т, алюминия – 56 млн т, а стали – более чем 1,4 млрд. т. Неудивительно, что в роли промышленного «тяжеловеса» среди различных материалов остается сталь. Таблица 2 дает дополнительные возможности сопоставления разных групп материалов.

Таблица 2 – Некоторые характеристики материалов, используемых в автомобилестроении

Материал	Сталь	Алюминий	Углепластик
Плотность, %	100	35	20
Расход энергии при производстве, ГДж/т	12,6 – вторичная металлургия, 24,6 – первичная	20,4 – вторичная металлургия, 186,0 – первичная	Надежных данных нет
Эмиссия CO ₂ при производстве, т/т	0,4 – вторичная металлургия, 2,2 – первичная	1,2 – вторичная металлургия, 10,3 – первичная	Надежных данных нет
Относительный вес элемента изделия, %	100	70–90	Около 50
Процесс изготовления изделия	Высокоавтоматизир., кратковрем. цикл	Высокоавтоматизир., кратковрем. цикл	Мало автоматизир., длительный цикл
Стоимость 1 кг части кузова, €	4	?	50–200
Стоимость (€) для снижения веса на 1 кг	2 (при применении высокопрочных сталей)	10–12	50–100
Прочность при растяжении, МПа	Более 2000	До 600	Более 2000
Пластичность	Удлинение до 40%	Удлинение до 25 %	Удлинение до 2 %
Возможность формоизменения	Хорошая способность к формоизменению	Низкая способность к формоизменению	Очень низкая способность к формоизменению
Возможности ремонта изделия	Правка, процессы соединения и разделения	Правка, процессы соединения и разделения	Правка невозможна, возможности соединения огранич.
Возможность повторного использования	До 100 %	Сложность разделения по сортам, использ. для литья	Только термическое использование

В качестве примера использования различных материалов докладчик приводит также электромобиль проекта ALIEN. Передняя крышка изготавливается из упрочненной волокнами пластмассы, несущая стойка между передней и задней дверью из гибридного материала, стойка перед передней дверью из стали. На франкфуртской выставке была представлена модель будущего электромобиля «InEco», при этом в натуральную величину был выставлен гибридный швеллер, состоящий из стали (позволяющей придать конструкции необходимую форму) и ориентированных в двух различных направлениях частей углепласта, обеспечивающего повышенную прочность. Большое значение придается использованию литиево-ионных аккумуляторов. Прежние системы аккумуляторов в электромобиле требовали для своего размещения крупногабаритного пространства преимущественно прямоугольной формы. В то же время для создания компактной конструкции важна возможность использования любых, в т.ч. непрямоугольных пространств, имеющихся в наличии. Развитие полуавтоматизированного процесса изготовления геометрически варьируемых литиево-ионных батарей с облегченными рамами позволяет успешно решать эту проблему.

О проекте FutureSteelVehicle и связанных с ним инновациях рассказал д-р – инж. Мартин Хиллбрехт (Martin Hillebrecht) из EDAG GmbH & Co. KGaA, Fulda. Ряд данных об этом проекте сообщался и в прошлом году. Проект направлен на создание облегченного современного автомобиля (электромобиля), снижение веса которого достигается исключительно за счет применения высокопрочных сталей. Проект является международным и выполняется крупнейшими металлургическими фирмами всего мира, включая ArcelorMittal, ThyssenKrupp, China Steel, Tata Steel, US Steel, Северсталь и др. В проекте были предусмотрены следующие стадии: предварительный анализ и планирование, эргономика, компоновка, дизайн, оптимизация, структурный анализ, анализ реализуемости, анализ стоимости, анализ всего жизненного цикла изделия. Анализировались модели с электрическим приводом (BEV), гибридным (электрическим и дизельным) приводом (PHEV), а также электромобили с водородным преобразователем (FCEV).

Докладчик представил полный перечень марок стали, используемых в проекте (таблица 3). Некоторые из приведенных марок находятся еще в стадии разработки.

Приведем некоторые объяснения к обозначению марок стали. Mild – мягкая сталь. BH (bake hardening) – дисперсионно твердеющая сталь. IF (Interstitial Free) – стали, в ферритной матрице которых атомы внедрения (углерод и азот) связаны с атомами микролегирующих элементов, что препятствует образованию атмосфер Коттрелла и тем самым обеспечивает особенно высокую пластичность. DP (Dual phase) – двухфазные стали. FB (Ferritic-Bainitic) – феррито-бейнитные стали. CP (complex phase) – многофазные стали. HSLA (high-strength low alloy) – высокопрочные низколегированные стали. TRIP (Transformation Induced Plasticity) – стали с использованием эффекта пластичности, наведенной мартенситным превращением. TWIP (Twinning Induced Plasticity) – стали с использованием эффекта пластичности, наведенной двойникованием. HF (hot-formed) – стали, предназначенные для получения изделий методами горячей штамповки. MS (Martensitic Steel) – мартенситные стали, у которых в результате ускоренного охлаждения после прокатки или отдельного нагрева получают структуру мартенсита с включениями феррита или бейнита. Число в числителе соответствует минимальному значению предела текучести в МПа, в знаменателе – минимальному значению предела прочности.

Далее докладчик остановился на компьютерной симуляции различных этапов создания нового автомобиля (электромобиля) облегченной конструкции. Проводилась оптимизация внешнего вида, дизайна, подсистем и полная оптимизация модели. При анализе подсистем анализировались различные методы изготовления заготовок: холодная и горячая штамповка, гидропрессование, производство сварных изделий. При этом учитывались возможности комбинации материалов и технологических процессов. Приводились примеры отдельных деталей, для изготовления которых рекомендованы те или иные технологические процессы и материалы. Так, деталь усилитель пола рекомендовано изготавливать горячей штамповкой из стали CP1050/1470, а детали несущей конструкции переднего крыла из стали HF1050/1500. При этом в процессе штамповки достигается разная толщина изделия в различных участках в зависимости от распределения нагрузки, что обеспечивает минимизацию веса конструкции. За счет применения высокопрочных сталей и оптимизации технологических процессов удается сократить вес конструкции рамы автомобиля класса Polo-/Golf на 35 %, а именно с 290 до 188 кг. В этой конструкции используется всего 3 % мягких сталей, 33% сталей типа HSLA и BH, 31 % сталей типа DP (от DP500-600 до DP1000), 12 % TWIN и TRIP-сталей, 10 % сталей MS и CP и 11 % сталей HF. Таким образом, 97 % конструкции состоит из высокопрочных и ультравысокопрочных сталей. Возможное использование сталей различных классов в автомобиле (электромобиле) показано наглядно на рис. 2.

С докладом об обеспечении процессов изготовления изделий из высокопрочных сталей посредством компьютерного моделирования выступил Иохен Вайнер (Jochen Weiner) из исследовательского центра INPRO mbH в Берлине. В моделирование процесса изготовления кузова автомобиля входили следующие операции: выбор варианта изготовления, изготовление отдельных деталей – штамповка, сборка кузова, лакировка, монтаж и анализ свойств (прочность, ударостойкость, звукопроницаемость, динамика, продолжительность жизни изделия). Целью симуляции процесса листовой штамповки было предсказание возможности появления трещин и складок. Этим вопро-

Таблица 3 – Основные марки стали для автомобилестроения и их свойства

№ п/п	Марка стали	Толщина мин., мм	Толщ. макс., мм	σ текуч., мин МПА	σ текуч., средн. МПА	σ прочн. мин. МПА	σ прочн. средн. МПА	Удлинение δ %
1	Mild140/270	0,35	4,8	140	150	270	300	38...44
2	BH 210/340	0,4	3,4	210	230	340	350	35...41
3	BH 260/370	0,4	2,8	260	275	370	390	32...36
4	BH 280/400	0,5	2,8	280	325	400	420	30...34
5	IF 260/410	0,4	2,3	260	280	410	420	34...48
6	IF 300/420	0,5	2,3	300	320	420	430	29...36
7	FB 330/450	1,8	5	330	380	450	490	29...33
8	HSLA350/450	0,5	5	350	360	450	470	23...27
9	DP 300/500	0,5	2,5	300	345	500	520	30...34
10	HSLA420/500	0,75	5	420	430	500	530	22...26
11	FB 450/600	1,8	5	450	530	560	605	18...23
12	HSLA490/600	0,75	5	490	510	600	630	20...25
13	DP 350/600	0,6	4	350	385	600	640	24...30
14	TRIP350/600	0,6	4	350	400	600	630	29...33
15	SF 570/640	2,9	5	570	600	640	660	20...24
16	HSLA550/650	0,75	5	550	585	650	675	19...23
17	TRIP400/700	0,8	4	400	420	700	730	24...38
18	SF 600/780	2,9	5	600	650	780	830	20...24
19	CP 500/800	0,8	2	500	520	800	815	10...14
20	DP 500/800	0,6	4	500	520	800	835	14...20
21	TRIP450/800	0,9	2	450	550	800	825	26...32
22	CP 600/900	1	1,8	600	615	900	910	14...16
23	CP 750/900	1,6	4	750	760	900	910	14...16
24	TRIP600/980	0,9	2	550	650	980	990	15...17
25	TWIP500/980	0,8	2	800	845	980	990	
26	DP 700/1000	0,6	2,3	700	720	1000	1030	12...17
27	CP 800/1000	0,8	3	800	845	1000	1005	08...13
28	MS950/1200	0,5	3,2	950	960	1200	1250	05...07
29	CP1000/1200	1	2,3	1000	1020	1200	1230	08..10
30	DP1150/1270	1	2	1150	1160	1270	1275	8...10
31	MS1150/1400	0,5	2	1150	1200	1400	420	4...7
32	CP1050/1470	1	2	1050	1060	1470	1495	7...9
33	HF1050/1500							
	горячекат	0,6	2,3	340	380	480	500	23...27
	после т/о	0,6	2,3	1050	1220	1500	1600	5...7
34	MS1250/1500	0,5	1,5	1250	1265	1500	1520	5...6

сом центр начал заниматься еще в начале 80-х годов. В конце 80-х началось промышленное опробование методики. С начала 90-х методику начали использовать в промышленности, а в настоящее время достигнута устойчивая стадия использования. Рассматривается весь процесс формообразования от проектирования инструмента до обрезки и гибки.

Докладчик рассказал о развитии работ во времени. В 1992 г. моделировали процесс штамповки 5 деталей, что занимало 3–4 недели, причем для моделирования штамповки каждой детали требовалось использовать от 6 до 8 шагов

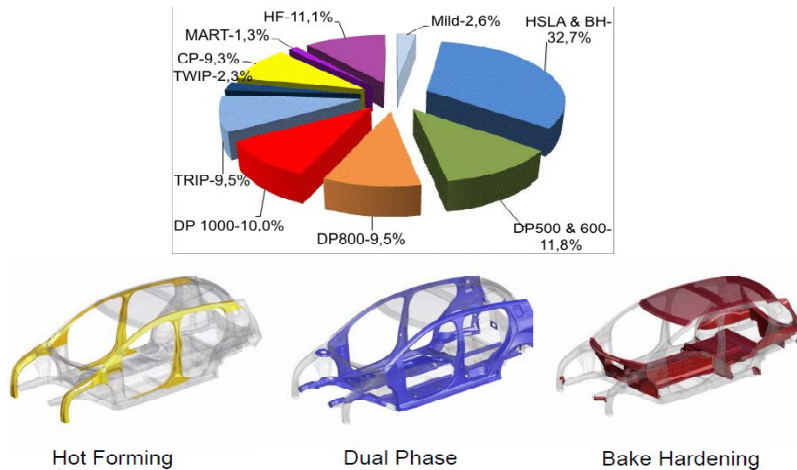


Рис. 2. Использование различных сталей в электромобиле Future Steel Vehicle

складок и других поверхностных нарушений, предсказанию и минимизации дефектов сварки. При симуляции процесса лакировки рассматриваются и оптимизируются процессы сушки покрытия, доступность процесса и допуски. Проводится также симуляция процесса контроля качества с целью выбора оптимальных параметров контроля и определения параметров повреждения. В будущем предполагается создать интегрированную дигитальную фабрику с возможностью полного моделирования всех процессов.

Профессор, д-р Эрман Теккая (Erman Tekkaya) из Дортмундского технического университета рассказал о работах университета по разработке инновационных процессов трехмерной гибки труб, профилей и листов из современных марок стали. Прежде всего он рассказал об изобретенной в университете машине для свободной гибки профилей в трех измерениях, в т.ч. профилей из высокопрочных сталей (рис. 3). Машина имеет роликосую систему подачи, которая подвешена с возможностью поворота. Радиус изгиба обеспечивается за счет соответствующего смещения оси x . На этой оси смонтирована изгибающая головка, которая охватывает и ведет профиль. Для обеспечения трехмерного изгиба вращаются одновременно поворотные оси ϕ_1 и ϕ_2 , так что профиль во время гибки вращается вокруг центра тяжести плоскости его поперечного сечения. Управление плоскостью изгиба происходит посредством наложения крутящего момента в процессе гибки. Этот крутящий момент подводится посредством поворота роликосой системы подачи вокруг осей ϕ_1 и ϕ_2 . В результате определенного различия в положениях осей ϕ_1 и ϕ_2 возможно также наложение непрерывно действующего крутящего момента. Это важно для гибки профилей несимметричного поперечного сечения, чтобы целенаправленно избегать искажения поперечного сечения при гибке. Наложением напряжения сдвига также частично компенсируется упругое восстановление профилей, что упрощает проектирование процесса трехмерной гибки.

Некоторые динамические характеристики: привод поворота развивает момент до 2000 Нм, привод подачи – до 3000 Нм, усилие перемещения оси x – 60 кН. Процесс может найти применение в различных областях техники, где требуется изгибать не круглые профили, в т.ч. асимметричные. В качестве важного преимущества отмечают хорошую управляемость за счет кинематического создания изгибающего контура и хорошее обеспечение постоянства поперечного сечения. Возможны варьируемые контуры изгиба. В результате роликосой подачи обеспечивается хорошее качество поверхности. Важным преимуществом является также малая стоимость инструмента и малое упругое восстановление. Возможные области применения:

- гибка структурированных частей конструкций в самолетостроении;
- замена более сложных процессов гибки в автомобилестроении;
- варьируемое изготовление частей изделий для архитектуры;
- новые возможности оформления в мебельном дизайне.

Затем докладчик остановился на процессах, связанных с изменением формы труб. Предложенная машина может изменять диаметр трубы на различных ее участках в достаточно широких пределах и производить гибку (рис. 4). Машина обеспечивает уменьшение упругого восстановления по сравнению с другим аналогичным оборудованием, варьируемую настройку в зависимости от свойств материала, возможность трехмерной гибки. За счет этого открываются перспективы производства труб с оптимизированным по отношению к нагрузкам профилем. Следующим вопросом, рассмотренным в докладе было формирование сложных изделий, сочетающих в себе конфигурацию трубы и профиля. Это, например, полые профили, зубчатые колеса, трубы теплообменников со спиральной

симуляции. Уже через год моделировали процесс производства 8 деталей, на что уходило 2 недели, а для моделирования штамповки одной детали использовали только 5 шагов симуляции. В 1995 г. количество изделий, для которых проводили моделирование, возросло до 20, для чего требовалась лишь одна неделя, а для каждого расчета применяли 3 шага симуляции. Сейчас моделируют штамповку более 350 деталей, на что затрачивается от 0,5 до 2 дней. Число шагов симуляции не более двух. Если в 1992 г. на этой работе было занято всего 2 сотрудника, то сейчас ею занимаются 54. Моделирование штамповки включено в процесс планирования производства на предприятиях Volkswagen и Daimler.

При симуляции процесса сборки кузова большое внимание уделяется быстрому предсказанию образования и устранения

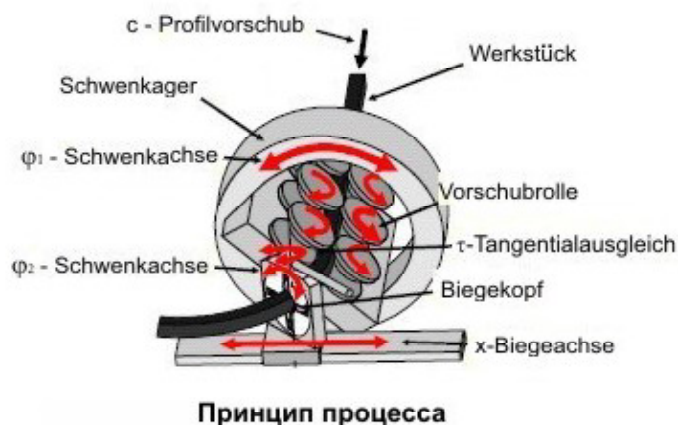


Рис. 3. Машина для трехмерной гибки профилей: Vorschubrolle – роликовая система подачи; Biegekopf – изгибающая головка; Biegeachse – ось изгиба; Schwenkachse – поворотная ось

поверхностью, ротор компрессора и т. д. С этой целью также были разработаны соответствующее оборудование и технология. Было проведено аналитическое исследование с целью возможности планирования процесса. Поставлена задача передачи результатов исследований в производство. В последней части доклада речь шла о гибке листов с наложением изменяющихся напряжений. В качестве преимуществ назывались уменьшение упругого восстановления, пониженная энергоемкость процесса, варьируемое расположение изгибающего усилия, возможность использования для гибки листов из материалов с пониженной пластичностью. В связи с этим в числе областей возможного применения называлась гибка листов из высокопрочных сталей.

Доклад д-ра Ральфа Оссенбринка (Ralf Osssenbrink) из бранденбургского технического университета в Коттбусе был посвящен производству и применению структурированных полупродуктов. В качестве примеров структурированных полупродуктов назывались структура с впадинами, сотовая структура, структура с выступами и волнистая структура (рис. 5). В качестве процессов изготовления таких продуктов назывались прокатка в структурированных валках, гидропрессование с вложенной профилированной мембраной. Преимуществами таких изделий являются более высокая прочность, более равномерное поглощение энергии при ударе, лучшее поглощение звука, лучшая теплопередача, приятный внешний вид. Области применения – внутренние части кузовов автомобилей, барабаны стиральных машин, различные панели, в частности, панели радиаторов, крышки бочек. Проблемами при их использовании являются недостаточность информации о специфике процессов резки, сварки, формоизменения. С целью устранения этого пробела были проведены исследования методом компьютерного моделирования. Была проведена оптимизация процессов глубокой вытяжки и сварки. Изучали прочность сварного соединения при различных видах нагружения, коррозионную стойкость. Получено хорошее соответствие экспериментальных результатов с результатами компьютерного моделирования. Имеются серьезные перспективы снижения веса металлических конструкций за счет применения структурированных изделий. Так, имеется возможность вместо сплошного стального листа толщиной 2,2 мм использовать сочетание из двух рифленых листов толщиной по 0,5 мм каждый, что позволит снизить вес конструкции примерно на 55 %.

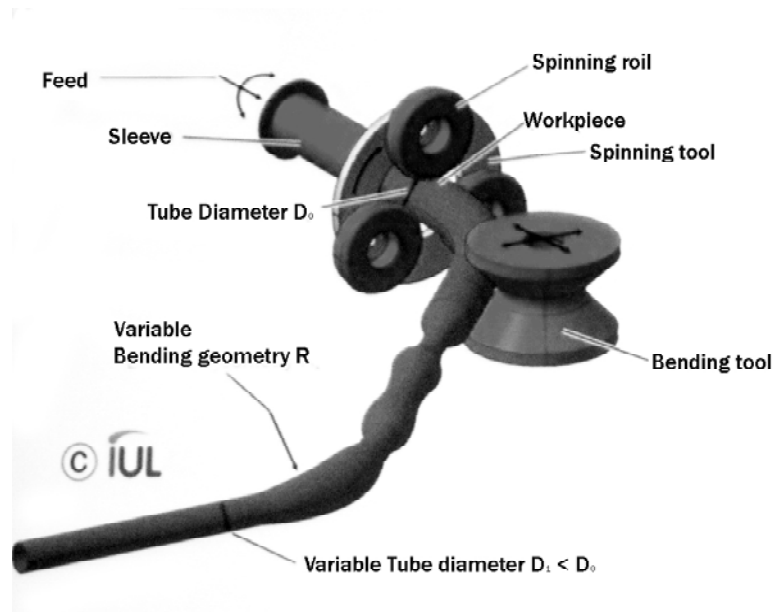


Рис. 4. Машина для изменения формы труб

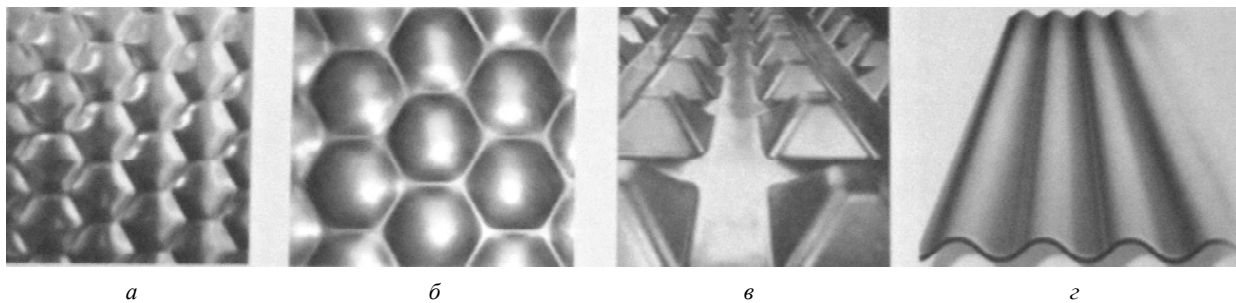


Рис. 5. Различные виды структурированных профилей:
a – сводчатый, *б* – сотовый, *в* – выпуклый, *г* – волнистый

Профессор, д-р Христиан Шеферс (Christian Schaefers) из высшей технической школы г. Оснабрюк выступил с докладом на тему «Облегченные конструкции для сельскохозяйственной техники». В районе этого города находится ряд предприятий сельскохозяйственного машиностроения, в связи с чем такая тематика весьма актуальна для региона. Прежде всего, докладчик остановился на вопросе, почему облегченные конструкции важны для сельскохозяйственной техники. Речь идет, прежде всего, о защите почвы. В Германии в связи с этим действует специальный закон. Тяжелая сельскохозяйственная техника уплотняет почву, что существенно ухудшает ее свойства. Поэтому уже давно наметилось противоречие между требованиями закона с одной стороны, необходимостью повышения производительности и экономичностью техники с другой. Техника становится все более тяжелой. Производительность современного культиватора повышается пропорционально мощности трактора. Подход состоял в оптимизации конфигурации изделий и соответствующем выборе материала. С этой целью использовали компьютерную симуляцию. Докладчик привел некоторые полученные результаты. Исходный вариант рамы плуга имел вес 86 кг, оптимизированный – 63,9 кг. Снижение веса составляет 22,1 кг, т. е. 26 %. При исходной конструкции соединительный стержень имел вес 9,03 кг, при оптимизированной – 4,38 кг. Т.к. используется 7 соединительных стержней, общее снижение веса составляет 32,55 кг, или 51 %. Кроме того, за счет облегчения конструкции частей плуга удастся перенести центр тяжести всей системы ближе к трактору, что повышает устойчивость системы.

© Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. Г. Горелик
 Дюссельдорф, Германия

Geller A., Gorelik V. Annual international conference of metallurgists in Dusseldorf (Germany) «Steel 2011»

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні №1/2012**

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:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук,

Я. О. Мамоєко

Підписано до друку 02.07.2012. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.

Тираж 300 прим. Зам. № 945.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64